



FAKULTÄT FÜR  
MASCHINENBAU



Institut für Fertigungstechnik  
und Qualitätssicherung  
Fachbereich Ur- und  
Umformtechnik

# Technologische Erfordernisse beim Aluminium-Dünnwand-Kokillengießen

**Dissertation**

zur Erlangung des akademischen Grades

**Doktoringenieurin  
(Dr.-Ing.)**

von M. Sc. Olga Polianska

geb. am 11.04.1984 in Lugansk, Ukraine

genehmigt durch die Fakultät für Maschinenbau

der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Dr.-Ing. E. h. Rüdiger Bähr

Prof. Dr.-Ing. habil. Iurii Gutko

Promotionskolloquium am 17.12.2010

## Inhaltsverzeichnis

<b>Inhaltsverzeichnis</b> .....	I
<b>Verzeichnis der verwendeten Formelzeichen</b> .....	IV
<b>Verzeichnis der verwendeten Abkürzungen</b> .....	VI
<b>1 Einleitung und Zielstellung der Arbeit</b> .....	1
<b>2 Stand der Technik</b> .....	4
2.1 Grundlagen: Aluminium für den Automobilbau .....	4
2.1.1 Werkstoffübersicht .....	4
2.1.2 Anforderungen im Fahrzeugbau .....	7
2.2 Gießverfahren im Fahrzeugbau .....	10
2.2.1 Auswahl des Gießverfahrens .....	10
2.2.2 Druckgießverfahren .....	10
2.2.3 Gießen in verlorene Formen .....	11
2.2.4 Kokillengießen .....	12
2.3 Schmelzebehandlung .....	15
2.4 Vorgänge bei der Erstarrung. Erstarrungsmorphologie .....	17
2.5 Gießtechnologische Eigenschaften .....	19
2.5.1 Gießeigenschaften bei der Erzeugung dünnwandiger Gussbauteile .....	19
2.5.2 Physikalische Eigenschaften .....	20
2.5.2.1 Viskosität .....	20
2.5.2.2 Oberflächenspannung .....	21
2.5.3 Gießvermögen einer Legierung .....	23
2.5.3.1 Fließvermögen .....	24
2.5.3.2 Formfüllungsvermögen .....	28
2.5.4 Mathematische Modelle für die Ermittlung des Fließ- und Formfüllungs- vermögens .....	29
<b>3 Versuchseinrichtungen und Untersuchungsmethoden</b> .....	35
3.1 Versuchswerkzeuge .....	35
3.1.1 Dosierungssystem .....	35
3.1.2 Spiralkokille .....	36
3.1.3 Kugelkokille .....	38
3.1.4 Stufenkeilkokille .....	40
3.2 Virtuelle Bauteileentwicklung .....	41

---

3.2.1 Simulationsprogramme.....	41
3.2.2 Simulation des Gießprozesses und Vorhersage der Legierungseigenschaften .....	42
<b>4 Durchgeführte Untersuchungen.....</b>	<b>48</b>
4.1 Werkstoffauswahl.....	48
4.2 Dichtepfung.....	49
4.3 Ermittlung der Gießtechnologischen Eigenschaften .....	50
4.3.1 Fließvermögen.....	51
4.3.2 Formfüllungsvermögen.....	53
4.3.3 Definition eines „Gießindex“ als Kenngröße für das Gießvermögen einer Legierung .....	55
4.3 Metallographische und strukturelle Untersuchungen .....	57
4.3.1 Gefügeanalyse .....	57
4.3.2 Abgießen der Proben. Probenpräparation .....	58
4.4 Bestimmung der mechanischen Eigenschaften .....	59
4.4.1 Abgießen der Proben .....	59
4.4.2 Probenpräparation.....	59
4.4.2 Zugversuche .....	60
<b>5. Darstellung und Diskussion der Ergebnisse .....</b>	<b>62</b>
5.1 Gießereigenschaften.....	62
5.1.1 Einfluss der Gieß- und Kokillentemperatur auf das Fließvermögen .....	62
5.1.2 Einfluss der Gieß- und Kokillentemperatur auf das Formfüllungsvermögen ..	66
5.2 Metallographische Untersuchungen und strukturelle Untersuchungen.....	69
5.2.1 Sekundärdendritenarmabstand .....	69
5.2.2 Einfluss der Gießtemperatur und der Kokillentemperatur auf den SDAS.....	71
5.2.3 Einfluss der Wandstärke auf SDAS.....	73
5.3 Mechanische Eigenschaften.....	74
5.3.1 Einfluss des SDAS auf mechanische Eigenschaften .....	74
5.3.2 Einfluss der Wandstärke auf die mechanischen Eigenschaften .....	76
<b>6 Qualitätsbewertung der Legierungen .....</b>	<b>81</b>
6.1 Bewertung der gießtechnologischen Eigenschaften .....	81
6.2 Bewertung der mechanischen Eigenschaften .....	84
6.2.1 Bruchmechanik-Konzept .....	84
6.2.2 Qualitätsindex-Konzept .....	85
<b>7 Zusammenfassung und Ausblick.....</b>	<b>87</b>

---

<b>8 Literaturverzeichnis</b> .....	91
<b>9 Abbildungs- und Tabellenverzeichnis</b> .....	101
9.1 Abbildungsverzeichnis .....	101
9.2 Tabellenverzeichnis .....	104
<b>10 Anhang</b> .....	105

## Verzeichnis der verwendeten Formelzeichen

Größe	Einheit	Beschreibung
$\eta$	Ns/m <sup>2</sup>	Dynamische Viskosität
$\nu$	m <sup>2</sup> /s	Kinematische Viskosität
$\rho$	g/cm <sup>3</sup>	Dichte der Schmelze
$\sigma$	N/m	Oberflächenspannung
$\theta$	-	Benetzungswinkel
$L_F$	cm	Fließfähigkeit
$v$	cm/s	Strömungsgeschwindigkeit
$a$	cm	Radius des Kanals
$H$	cal/g	Schmelzewärme
$h$	cal/cm <sup>2</sup> s K	Wärmeübergangskoeffizient an der Formwand
$C$	cal/K	Spezifische Wärmekapazität der Schmelze
$C'$	cal/K	Spezifische Wärmekapazität der Form
$\Delta T$	°C	Überhitzung
$T_m$	°C	Schmelzpunkt des Metalls
$T$	°C	Temperatur der Schmelze
$T_f$	°C	Raumtemperatur
$t_f$	s	Zeitdauer, in der das Metall flüssig ist
$k'$	cal/s cm K	Wärmeleitfähigkeit der Schmelze
$S$	cm	Umfang des Kanals
$A$	cm <sup>2</sup>	Oberfläche des Kanals
$\Delta y$	cm	Länge des eingeschnürten Bereichs
$F$	1/cm	Formfüllungsvermögen
$h$	cm	Metallostatistische Druckhöhe
$g$	cm/s <sup>2</sup>	Fallbeschleunigung
$\lambda_m$	W/K cm	Wärmeleitfähigkeit des Wandmaterials
$\lambda_s$	W/K cm	Wärmeleitfähigkeit der festen Phase
$\lambda_l$	W/K cm	Wärmeleitfähigkeit der flüssigen Phase
$t_G$	s	Gesamtgießzeit
$d_s$	µm	Sekundärdendritenarmabstand

---

<b>Größe</b>	<b>Einheit</b>	<b>Beschreibung</b>
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
$R_{P0,2}$	MPa	Dehngrenze
A	%	Bruchdehnung
E	kN/mm <sup>2</sup>	Elastitätsmodul
n	-	Verfestigungsexponent
G	-	Gießindex
$J_C$	kJ/m <sup>2</sup>	Kritische $J_C$ -Integral
$K_C$	MPa*m <sup>1/2</sup>	Bruchzähigkeit
Q	MPa	Qualitätsindex

---

**Verzeichnis der verwendeten Abkürzungen**

AlSi	Aluminium-Silicium-Legierung
FV	Fließvermögen
FFV	Formfüllungsvermögen
GT	Gießtemperatur
KT	Kokillentemperatur
Re	Reynoldszahl
We	Weberzahl
G	Gießindex
Q	Qualitätsindex
J	J-Integral
DIN	Deutsches Institut für Normung e. V.
GOST	Staatlicher Standard UdSSR
SDAS	Sekundärdendritenarmabstand

## 1 Einleitung und Zielstellung der Arbeit

Der Trend bei Gussprodukten geht heute eindeutig zu hoch spezialisierten, bis an die Grenze ihrer Festigkeit ausgereizten Bauteilen. Daraus erwachsen sowohl für den Konstrukteur als auch für den Gießer große Herausforderungen. Dies trifft vor allem auf den Automobilbau als einen der volkswirtschaftlich bedeutendsten Industriezweige zu. Die Gewichtsreduzierung ist dabei ein zentrales Thema [1]. Dies wird werkstoffseitig hauptsächlich durch den Einsatz von Aluminiumlegierungen erreicht. Der gesamte Transportbereich einschließlich Luft- und Raumfahrt ist der Hauptanwender von Aluminiumgussbauteilen.

Die wachsende Verwendung von Aluminiumlegierungen erlaubt es nicht nur, die Masse des Automobils zu reduzieren, sondern gleichzeitig auch einen geringeren Kraftstoffverbrauch zu erzielen. Leichtbautechnologien werden von Automobilhersteller auch als ein wichtiger Baustein für CO<sub>2</sub>-Reduzierungsstrategien genutzt. Beim Leichtbau von Fahrzeugen spielen dünnwandige Strukturbauteile eine zentrale Rolle. Diese müssen die erhöhten Sicherheitsanforderungen an die Fahrzeuge erfüllen, was wiederum mit hohen Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften der Gussteile verbunden ist.

Die Qualität eines Gussteils wird entscheidend bestimmt durch die Art des Gießverfahrens, den Veredlungsgrad der Legierung und die daraus resultierenden gießtechnologischen Eigenschaften wie z.B. Fließvermögen und Formfüllungsvermögen, welche den Füllvorgang sowie die konturgetreue Wiedergabe des Formhohlraumes und damit die Oberflächenqualität und Maßgenauigkeit des Gussteils bestimmen. Darüber hinaus haben die gießtechnologischen Legierungseigenschaften einen entscheidenden Einfluss auf das sich ausbildende Gussgefüge, bei den untereutektischen Aluminiumlegierungen vor allem auf den sekundären Dendritenarmabstand, welcher signifikant mit den statischen und zyklischen Festigkeitseigenschaften des Gussteils und der infolge Materialermüdung begrenzten Lebensdauer korreliert.

Die meisten bisherigen Entwicklungen zur Herstellung von dünnwandigen Gussteilen konzentrieren sich auf das Druckgießverfahren. Das Bestreben der Gießereiindustrie ist seit jeher, dünnwandige fehlerfreie Gussteile aus Aluminiumlegierungen nicht nur mit dem Druckgießverfahren herzustellen, sondern auch mit dem Schwerkraft-Kokillengießverfahren. Der Vorteil gegenüber dem Druckgießverfahren besteht zum einen in der größeren Konstruktionsfreiheit durch die mögliche Verwendung von Sandkernen zur

Realisierung von komplexen Innenstrukturen, zum anderen ist es aus wirtschaftlicher Sicht sinnvoller, Gusstücke in Einzel- und Kleinstückzahlen mit dem Kokillengießverfahren herzustellen.

Der Begriff „Dünnwandgießen“ beschreibt das Problem nicht vollständig. Was ist unter einem „dünnwandigen“ Gussteil zu verstehen? Es ist einerseits das Gussteil mit einer kleinstmöglichen Wandstärke, die den Erfordernissen der Beanspruchung gerecht wird, andererseits kennzeichnet dieser Begriff das Verhältnis der Auslauflänge des Metalls zur Wandstärke des Gussteils. Der Begriff „Dünnwandigkeit“ ist bislang nicht genormt.

Der entscheidende Faktor für die Realisierung eines dünnwandigen Gussteils ist dabei jedoch der Werkstoff, aus dem das Bauteil hergestellt werden soll. Denn dieser bestimmt letztendlich, wie „dünn“ das Bauteil aus konstruktiver und fertigungstechnischer Sicht bei einer vorgegebenen Gussteilgeometrie minimal sein darf. Die Reduzierung der Wandstärke ist bei komplizierter Geometrie wie z.B. einem Zylinderkopf problematisch. Denn die Herstellung komplex gestalteter Gussteile mit anspruchsvollen Spezifikationen stellen hinsichtlich Maßgenauigkeit und Steifigkeit hohe Anforderungen an die Konstruktion und Fertigung.

Ein weiterer entscheidender Faktor ist das Gießverfahren, welches die Wandstärke des Bauteils beschränkt. Grundsätzlich unterscheidet man zwischen Dauerformen und Formen zur einmaligen Verwendung. Das Kokillengießverfahren gehört zu den Dauerformen und stellt besondere Anforderungen an die Gussteilgeometrie, da sich die Erzielung einer ausreichenden Fließfähigkeit der Schmelze bei Wandstärken kleiner als 6 mm als schwierig erweist. Um dünnwandige Wandstärken zu realisieren, muss die Legierung gute gießtechnologische Eigenschaften besitzen, um sowohl eine gute Formfüllung als auch optimale Festigkeitseigenschaften zu erreichen [2-4].

Eine Patent- und Literaturrecherche ergab, dass alle Untersuchungen zur Bestimmung der gießtechnologischen und mechanischen Eigenschaften von Aluminiumlegierungen stets als getrennte Forschungsziele betrachtet wurden. Demgegenüber ist notwendig, die gießtechnologischen Legierungseigenschaften, das Erstarrungsgefüge sowie die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften des fertigen Gussteils in ihrem kausalen Zusammenhang zu sehen und zu untersuchen, wie dies in der vorliegenden Arbeit geschieht.

**Ziel dieser Arbeit** ist die Ermittlung des Potenzials zweier als Gusslegierungen in der Automobiltechnik vielfältig eingesetzter Al-Legierungen (AlSi7Mg0,3 sowie AlSi11MgSr)

zur Reduzierung der Wanddicken von Karosseriestrukturbauteilen, welche in mittleren Stückzahlen im Kokillengießverfahren hergestellt werden sollen. Die Bewertung soll durch vergleichende Untersuchungen der Gesamtheit der technologischen und werkstofftechnischen Eigenschaften für das Kokillengießverfahren erfolgen.

Bei den vergleichenden Untersuchungen zum Aspekt der erreichbaren Dünnwandigkeit gilt dem Fließ- und dem Formfüllungsvermögen der Legierungen in Abhängigkeit von den Prozessparametern Kokillentemperatur und Gießtemperatur besonderes Augenmerk. Diese für die Gussteilqualität bedeutsamen Legierungseigenschaften werden mit einer Spiralkokille und einer speziellen Kugelkokille untersucht. Ziel ist die Definition einer als „Gießindex“ bezeichneten dimensionslosen Größe als verallgemeinerungsfähiges quantitatives Merkmal zur Bewertung der gießtechnologischen Eigenschaften einer Legierung.

Ziel der Arbeit ist es weiterhin, den o.g. Kausalzusammenhang zwischen Erstarrung, Abkühlung, Gefüge und mechanischen Eigenschaften von dünnwandigen Gussstücken aus den genannten Al-Legierungen anhand von Kennwerten aus dem einachsigen Zugversuch sowie auf der Grundlage empirischer Korrelationen zwischen diesen Kennwerten und der Gefügeausbildung zusammenhängend aufzuklären. Anhand theoretischer Modellansätze soll versucht werden, über die erzielten Festigkeitseigenschaften die Gussteilqualität quantitativ zu bewerten und einzuordnen.

Da bestimmte Gefügemerkmale wie z.B. der sekundäre Dendritenarmabstand aus einer Erstarrungssimulation ermittelt werden können, eröffnet sich damit bei Kenntnis der theoretischen Korrelationsbeziehungen zu den mechanischen Eigenschaften des Gussteils (z.B. der sog. *Hall-Petch*-Gleichungen) die Möglichkeit, auf dem Weg der „virtuellen Realität“ den Einfluss des Gießprozesses auf die statischen und zyklischen Festigkeitseigenschaften eines Gussteils zu prognostizieren.

Dabei sollen neben den konventionellen, aus dem Zugversuch ermittelten mechanischen Kenngrößen erstmals auch Kenngrößen der Bruchmechanik für die Bewertung der Gussqualität herangezogen werden. Diese beschreiben nicht nur das Festigkeits-, sondern auch das Zähigkeitsverhalten des Werkstoffes, die u.a. für die Rissentstehung und Rissausbreitung sowie z.B. für das Crashverhalten verantwortlich sind.

Mit den auf diesem Weg gewonnenen neuartigen Erkenntnissen soll ein Beitrag für eine volle Ausnutzung des Werkstoffpotentials bei der Herstellung von dünnwandigen Aluminium-Gussbauteilen im Kokillengießverfahren geleistet werden.

## 2 Stand der Technik

### 2.1 Grundlagen: Aluminium für den Automobilbau

#### 2.1.1 Werkstoffübersicht

Aluminium ist ein Element, das in der Natur in Form von Oxiden und Mischoxiden vorkommt. Aluminium wird aus dem Erz Bauxit gewonnen und eignet sich für zahlreiche Einsatzgebiete. Als Reinform (99 % Al) findet Aluminium auf Grund seiner guten Verformbarkeit, Wärmeausdehnung und geringer Warmfestigkeit den Einsatz in der Elektrotechnik sowie im Behälter- und Apparatebau.

Durch gute technologische Eigenschaften (Verformbarkeit, Schweißbarkeit, Legierbarkeit) und ein günstiges Verhältnis von Festigkeit zu Dichte (Tabelle 1) wird Aluminium in der Automobil- und Luftfahrtindustrie genutzt [5].

Tabelle 1. Physikalische und mechanische Eigenschaften von Aluminium bei 20°C [5]

Dichte	2,7 g/cm <sup>3</sup>
Schmelztemperatur	660 °C
Elastizitätsmodul	66 600 N/mm <sup>2</sup>
Ausdehnungskoeffizient	25,0 * 10 <sup>-6</sup> /K
Elektrische Leitfähigkeit	37,6 m/(Ω mm <sup>2</sup> )
Zugfestigkeit (abhängig vom Behandlungszustand)	40 bis 180 N/mm <sup>2</sup>
Bruchdehnung (abhängig vom Behandlungszustand)	4 bis 50 %

Die Materialauswahl für Karosserieteile wird durch verschiedene Aspekte wie Kosten, Gewicht und erforderliche Struktursteifigkeit beeinflusst. Aluminium besitzt verglichen mit Stahl nur etwa ein Drittel des Gewichts. Es ist ein weiches Material und lässt sich sehr leicht bearbeiten. Einer der größten Vorteile des Werkstoffs Aluminium ist die gute Recyclebarkeit. Es eignet sich somit hervorragend für den Karosseriebau [6].

Nachteile der Aluminiumlegierungen sind die geringere Festigkeit, die aufwändigere Konstruktion der daraus gefertigten Bauteile und die ökologisch schädlichere Herstellung. Die Bemühungen der Automobilhersteller gehen seit vielen Jahren dahin, die vorhandenen Aluminiumlegierungen so zu verbessern oder neue Legierungsvarianten zu entwickeln, die den komplexen Anforderungen des Automobilbaus gerecht werden.

Um die geringe Festigkeit von Aluminium zu steigern, werden verschiedene Legierungselemente als Zusätze verwendet. Die Hauptlegierungselemente sind Kupfer, Silicium, Magnesium, Mangan und Zink (Bild 1).

Silicium (Si) ist eines der wichtigsten Legierungselemente. Es verbessert vor allem die gießtechnologischen Eigenschaften der Legierung. Silicium bewirkt in Verbindung mit Magnesium eine gute Aushärtbarkeit.

Den größten Einfluss von allen Legierungselementen auf die Festigkeit und die Härte einer Aluminiumlegierung hat Kupfer (Cu). Andererseits verschlechtert das Kupfer die Korrosionsbeständigkeit. Die Legierung auf Kupferbasis hat im Vergleich zu anderen Legierungen eine geringere Fließfähigkeit und Warmrissbeständigkeit.

Magnesium (Mg) spielt die Rolle eines Verfestigungselements. Magnesium in Verbindung mit Silicium bildet die  $Mg_2Si$ -Phase, welche die Verfestigung bei der Wärmebehandlung gewährleistet. Magnesium verbessert die Korrosionseigenschaften, vergrößert allerdings die Neigung zur Oxidation und Wasserstoffaufnahme.

Eisen (Fe) übt bei Gehalten ab ca. 0,2 % einen entscheidenden negativen Einfluss auf die Zähigkeit der Legierung aus. Es liegt als sehr spröde  $AlFe(Si)$ -Verbindung in Form von Platten vor, was schon bei geringsten Verformungen zum Bruch führt.

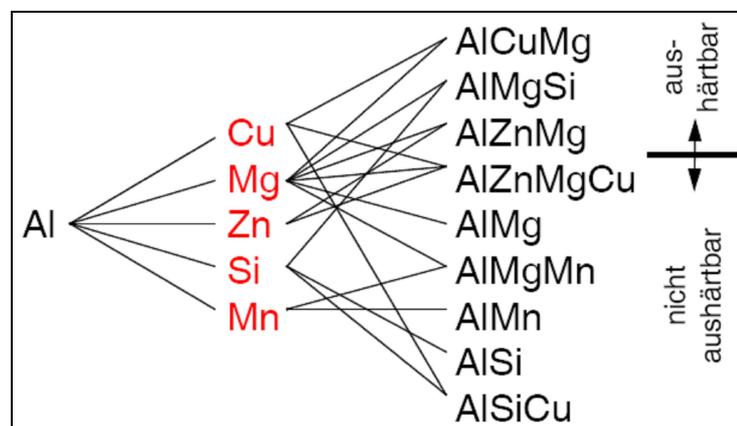


Bild 1. Wichtigste Legierungstypen des Aluminiums [5]

Für diese Arbeit wurden Legierungen auf der Basis Al-Si ausgewählt. Al-Si-Legierungen haben sehr gute gießtechnologische Eigenschaften (Fließ- und Formfüllungsvermögen), hohe Festigkeitseigenschaften und eine hervorragende Korrosionsbeständigkeit. Diese Legierungen sind im Maschinenbau, in der Fahrzeug- und Flugzeugindustrie durch gute Verarbeitbarkeit sowie relativ hohe physikalische und mechanische Eigenschaften weit



In der Praxis werden Legierungen zwischen 5 und 25 m% Silicium verwendet. Die AlSi-Legierungen erstarren abhängig von der Abkühlungsgeschwindigkeit und ihrem Si-Gehalt untereutektisch, eutektisch oder übereutektisch [10].

Bei den Al-Si-Legierungen mit einem Si-Gehalt unterhalb der eutektischen Zusammensetzung handelt es sich um untereutektische Legierungen. Die Erstarrung dieser Legierungen beginnt bei der Liquidustemperatur, die vom Si-Gehalt der Legierung abhängig ist. Das Gefüge besteht hier aus  $\alpha$ -Aluminium-Mischkristallen und Eutektikum.

Eutektische Legierungen erstarren im Gleichgewicht ohne Temperaturintervall. Gleichzeitig besitzt das Eutektikum den für die Legierung niedrigsten Schmelzpunkt. Das Gefüge der eutektischen Legierung besteht aus einem Gemisch von Al-Mischkristallen und Si-Kristallen.

Bei den übereutektischen Legierungen liegt der Siliciumanteil oberhalb der eutektischen Zusammensetzung. Das Gefüge besteht aus groben und ungleichmäßig verteilten Primärsiliciumkristallen. Neben primär ausgeschiedenen Silicium-Kristallen bildet sich eutektisches Gefüge [8; 11; 12].

### **2.1.2 Anforderungen im Fahrzeugbau**

Mit den aufstrebenden Wachstumsmärkten in Osteuropa, Lateinamerika und Asien steigt die gesellschaftliche Verantwortung eines jeden Automobilherstellers. Sie müssen bei der Herstellung und beim Betrieb des Autos die Energie- und Ressourcenschonung berücksichtigen. Die Neuwagen werden immer schwerer und verbrauchen daher auch immer mehr Kraftstoff. Deswegen entsteht das anspruchsvolle Ziel, das Fahrzeuggesamtgewicht zu senken. Die Lösung für dieses schwierige Problem ist der Leichtbau [13; 14].

In der Vergangenheit wurden Leichtbaukonzepte nur für sportliche Fahrzeuge benutzt. Die wichtigste Motivation für die Entwicklung heutiger, neuer Fahrzeuge ist neben der Reduzierung des Kraftstoffverbrauchs die Verringerung klimawirksamer Emissionen. Dies zielt vor allem auf die Reduzierung der Fahrzeugmasse und die damit verbundenen unterschiedlichen Strategien zum Leichtbau ab [15-18].

Gewichtsreduktion, Mobilität, mehr Komfort, Leistung und Sicherheit sind die wichtigsten Anforderungen an die Automobilhersteller. Diese Leitlinien der Autoentwicklung fordern ihren Tribut. Aber alle diese stetig steigenden Anforderungen treiben zur Gewichtszunahme. Ende der 70-er Jahre entstand das Schlagwort „Gewichtsspirale“,

worunter man die Gewichtszunahme bei Fahrzeugen versteht. Diese Gewichtszunahme wurde durch stetig erhöhte Anforderungen an Komfort, Fahrleistung, Sicherheit und Universalität des Fahrzeuges angetrieben (Bild 3). Mehr Gewicht bedeutet nicht nur Mehrverbrauch an Kraftstoff, sondern erhöht auch das Gewicht und die Belastung der Reifen, macht die Anpassung der Bremsen, Achsen und Tanks erforderlich. Deshalb wurde Anfang der 80-er Jahre die Automobilindustrie vor ein Dilemma gestellt. Es standen damals zwei Möglichkeiten für die Lösung dieses Problems zur Verfügung. Die erste Lösung war die Optimierung der bisher eingesetzten Stahlwerkstoffe hinsichtlich einer weiteren Gewichtsreduktion, die zweite die Substitution der Stahlwerkstoffe durch leichtere Werkstoffe [13; 19].

Der Ausweg aus dieser verwickelten Situation war die Umkehr der Gewichtsspirale. Sie ist heute ein wesentliches Entwicklungsziel der Automobilindustrie. Die Umkehr der Gewichtsspirale besteht in dem Einsatz von Aluminium als Karosseriebauwerkstoff. Das reduzierte Karosseriegewicht ermöglicht auch die Verwendung kleinerer, leichterere Motoren, was zur Verwendung kleinerer Getriebe und leichterere Bremsen führt [19-21].

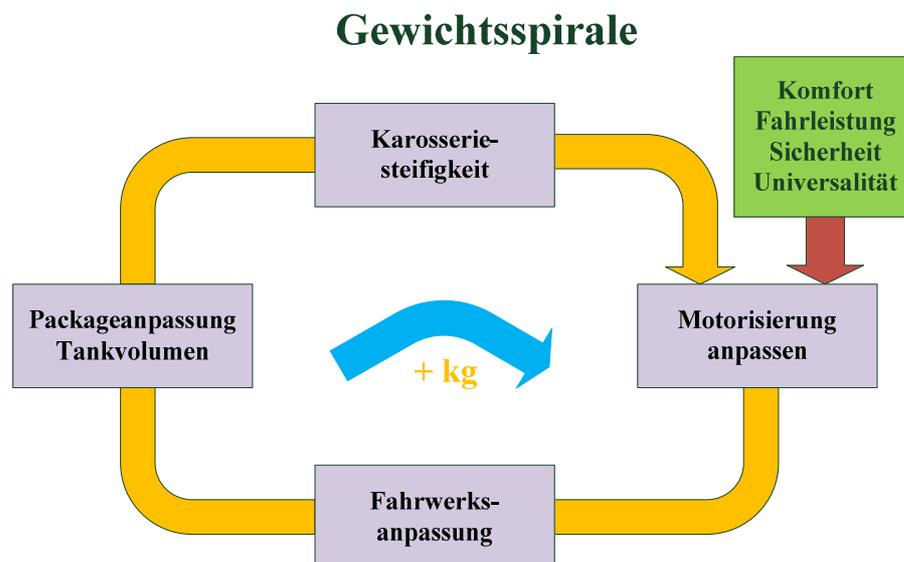


Bild 3. Permanente Gewichtszunahme im Automobilbau [13]

Heutzutage haben die Automobilhersteller verschiedenen Strategien zum Leichtbau [22-26]. Durch Aluminium ist in Karosseriestrukturen gegenüber Stahl ein Gewichtsvorteil bis über 40 Prozent möglich. Weitere Leichtbaupotenziale (etwa 10 bis 20 % Gewichtsvorteil gegenüber Aluminium) können durch Magnesium-Technologien erschlossen werden. Vollaluminium-Fahrzeuge waren und sind Ausnahmereischeinungen, doch der Aluminiumanteil im Automobilbau steigt stetig.

Der Werkstoff Aluminium wird im Automobilbau vielseitig eingesetzt:

- für den Antrieb (Motor, Getriebegehäuse, Kolben, Zylinderköpfe, Zylinderblöcke usw.);
- im Fahrwerk (Achsenhilfsrahmen, Achslenker, Achslager, Räder, Bremskomponenten, Lenkungsbereich)
- in der Karosserie (Türen, Hauben, Stoßfänger, Kotflügel usw.).

Man unterscheidet acht verschiedenen Karosseriebauformen: Selbsttragender Aufbau, Hybrid-Bauweise, mittragender Aufbau, Multi-Material Bauweise, Space-Frame-Bauweise, Gitterrohrrahmen, Monocoque und Rahmenaufbau (Bild 4). Dabei haben bei der Automobilherstellung insbesondere der selbsttragende Aufbau und die ASF-Bauweise eine breite Anwendung gefunden.

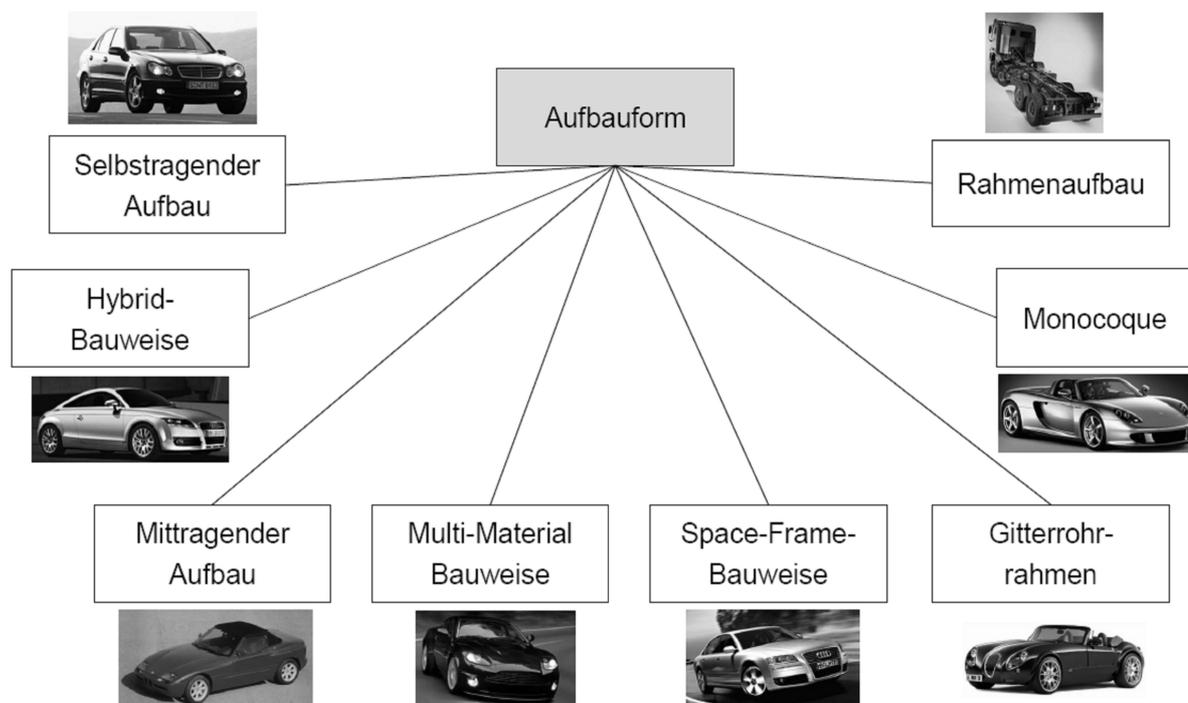


Bild 4. Karosseriebauweisen [22]

Im Jahr 2009 wurde erstmals die Karosseriestruktur des europäischen SuperLightCar-Projektes (SLC) für „Nachhaltige Fertigungstechnologien von emissionsreduzierten Leichtbau-Fahrzeugkonzepten“ vorgestellt. Die Besonderheit der Multi-Material-Bauweise besteht darin, dass bei der für jedes einzelne Element der Fahrzeugkarosserie derjenige Werkstoff ausgewählt wurde, der die gestellten Anforderungen bei minimalem Gewicht erfüllt. Aluminium hat mit 53 % den größten Anteil an den eingesetzten Werkstoffen. Stahl besitzt einen Anteil von 36 %, Magnesium 7 % und Kunststoff 4 %. Das

SLC–Karosseriekonzept erreicht eine 35%ige Gewichtsreduzierung gegenüber einer Referenzstruktur in Stahl bei Erfüllung aller statischen und dynamischen Struktur- anforderungen [23; 27].

Die Entwicklung leichter Karosseriestrukturen aus Aluminium und Magnesium im Automobilbau hat eine neue Generation von Gussteilen hervorgebracht. Aluminium- komponenten kommen heute im Automobilbau immer dann zum Einsatz, wenn be- sondern hohe Anforderungen an das Bauteilgewicht, die Kombination günstiger mecha- nischer Eigenschaften, das Korrosionsverhalten, die Oberfläche, die Zerspanbarkeit sowie an die Umweltverträglichkeit gestellt werden.

## **2.2 Gießverfahren im Fahrzeugbau**

### **2.2.1 Auswahl des Gießverfahrens**

Zunehmende Anforderungen an die Qualität und die Eigenschaften gegossener Bau- teile aus haben zur Entwicklung technisch anspruchsvoller Fertigungsverfahren geführt. Die Auswahl des Gießverfahrens wird von folgenden Faktoren beeinflusst [28-31]:

- Art der Legierung, Schmelztemperatur, gießtechnologische Eigenschaften, Ab- hängigkeit der Verarbeitbarkeit vom Gießverfahren;
- Serienproduktion der Gussteile (Gesamtstückzahl);
- Design der Gussteile: Hauptabmessungen, Masse, Wandstärke;
- besondere Anforderungen an mechanische, chemische und spezielle Eigen- schaften von Gussteilen (Festigkeit, Wärmebeständigkeit usw.);
- Anforderungen an die Genauigkeit der Gussteile;
- Preis des Endproduktes;
- Kapazität der Gießerei.

Zur Herstellung von hochwertigen dünnwandigen Aluminiumgussbauteilen werden der- zeit verschiedene Gießverfahren angewandt. Die klassischen Gießverfahren sind das Gießen in verlorene Formen, Gießen in Kokille und Druckgießen.

### **2.2.2 Druckgießverfahren**

Das am häufigsten angewendete Gießverfahren für die Herstellung dünnwandiger Bau- teile ist das Druckgießverfahren; es ist die technisch und wirtschaftlich beste Lösung. Das Verfahren erlaubt die Erzielung geringer Wanddicken sowie Gewichts- und Mate-

rialeinsparungen. Druckgussteile sind sehr konturgenau und zeichnen sich durch vergleichsweise sehr enge Maß-, Form- und Lagetoleranzen aus.

Beim Druckgießverfahren wird flüssiges Metall in eine metallische Dauerform unter hohem Druck mit hoher Geschwindigkeit gepresst. Es füllt den vorhandenen Hohlraum aus und kann nach kurzzeitiger Erstarrung als fertiges Gussstück aus der Form entnommen werden. Durch den hohen Druck wird die Form durch die Schmelze genau ausgefüllt [29-31].

Mit dem Druckgießverfahren hergestellte Gussstücke weisen eine sehr glatte und saubere Oberfläche auf. Mittels Druckguss können dünnwandige und kompliziert geformte Werkstücke in hohen Stückzahlen hergestellt werden. Das Druckgießverfahren hat aber auch Nachteile. Hauptnachteil hinsichtlich der Qualität der Gussteile ist das Auftreten von Poren durch eingeschlossene Formluft. In den zurückliegenden Jahren waren daher alle Anstrengungen und Entwicklungen auf die Vermeidung der Gaseinschlüsse gerichtet. Die Herstellung von Gussteilen ohne Gas- und Schwindungsporosität ist eine Voraussetzung für hohe Festigkeitseigenschaften. Dazu wurden neue Druckgießverfahren wie Poral-Guss, Vacural-Guss, New Die-Cast-Verfahren (NDC) entwickelt [32; 33].

Für die Herstellung von Aluminiumkarosserien ist der Vacural-Druckguss am besten geeignet. Mit diesem Verfahren wird die eingeschlossene Luft im Formhohlraum vor dem Einpressvorgang durch Entlüftungsventile evakuiert. Dadurch kann die Porosität von Gussteilen wesentlich gesenkt werden. Das Vacural-Druckgießverfahren erlaubt, Gussstücke mit höchsten Anforderungen (dünnwandig, schweiß- und wärmebehandelbar) herzustellen [34].

Einen großen Einfluss auf die Auswahl des Gießverfahrens hat die zu erbringende Stückzahl an Gussstücken. Das Druckgießverfahren eignet sich nicht für die Kleinserienproduktion, es wird nur für eine serienmäßige Herstellung angewendet. Aus wirtschaftlicher Sicht ist es sinnvoll, bei der Einzel- und Kleinserienproduktion die Gussstücke durch Gießen in verlorene Formen und mit dem Kokillengießverfahren herzustellen.

### **2.2.3 Gießen in verlorene Formen**

Das Sandgießverfahren ist eine klassische Technik mit verlorenen Formen und Dauermodellen. Für dieses Verfahren wird entweder tongebundener Formsand oder che-

misch gebundener Quarzsand verwendet. Große Einzelstücke und kleine Serien lassen sich nach dem Handformverfahren herstellen. In Handformen können Aluminiumgussteile von wenigen Gramm bis 100 kg mit Wandstärken von 3 bis 18 mm vergossen werden. Die Flexibilität beim Herstellen und das Ändern der Werkzeuge gelten als die herausragenden Vorteile. Aufgrund immer kürzerer Entwicklungszeiten gewinnen diese Vorteile zunehmend an Bedeutung [29-31].

Das Verfahren ist geeignet für die Herstellung von dünnwandigen Hohlkonstruktionen. Beim Gießen können jedoch Probleme auftreten: Das hohe Oberflächen/Volumen-Verhältnis bei dünnen Querschnitten führt zu Auslauffehlern und anderen Gussfehlern, zu unerwünschten Gefügeausbildungen und unzureichenden Eigenschaften [35]. Zu den Nachteilen des Sandgießverfahrens gehören auch eine geringere Genauigkeit in der Gussteilgröße und die sehr große Oberflächenrauigkeit der Gussstücke, was zu einer Erhöhung der Bearbeitung von Gussstücken führt. Weitere Nachteile sind der große Werkstoffverbrauch für die Herstellung der Form und der Kerne sowie die ungünstigen Arbeitsbedingungen (Verstaubung der Gießerei u.a.) [28-31].

#### **2.2.4 Kokillengießen**

Alle unerwünschten Faktoren, die in den Kapiteln 2.2.2 und 2.2.3 beschrieben wurden, führen zur vorzugsweisen Anwendung anderer Gießverfahren. Wirtschaftliche Gesichtspunkte und der Umweltschutz zwingen die Gießereien, nach Wegen zu suchen, die es ermöglichen, Gussstücke mit geringeren Wanddicken und niedrigerem Gewicht bei gleichzeitig gleichen oder besseren mechanischen Eigenschaften herzustellen. Diesen Anforderungen wird das Kokillengießverfahren gerecht (Bild 5).

Die Kokille ist die metallische Dauerform zur Herstellung von Kokillengusszeugnissen, im erweiterten Sinne auch metallische oder graphitische Dauerform zur Herstellung von Schleuderguss und Strangguss [36; 37]. Unter Kokille versteht man allgemein eine komplette metallische Dauerform, in der Gusserzeugnisse wiederholt hergestellt werden.

Kokillengießen ist ein Verfahren, bei dem die Schmelze unter der Wirkung der Schwerkraft in die metallische Form gegossen wird [28; 36]. Es eignet sich für hochbeanspruchte Gussteile in kleineren bis größeren Stückzahlen. Beim sog. *Schwerkraft-Kokillengießverfahren* erfolgen die Formfüllung sowie die Erstarrung des Gießmetalls in der Form unter Wirkung der Schwerkraft und der Ausnutzung des metallostatistischen Druckes.

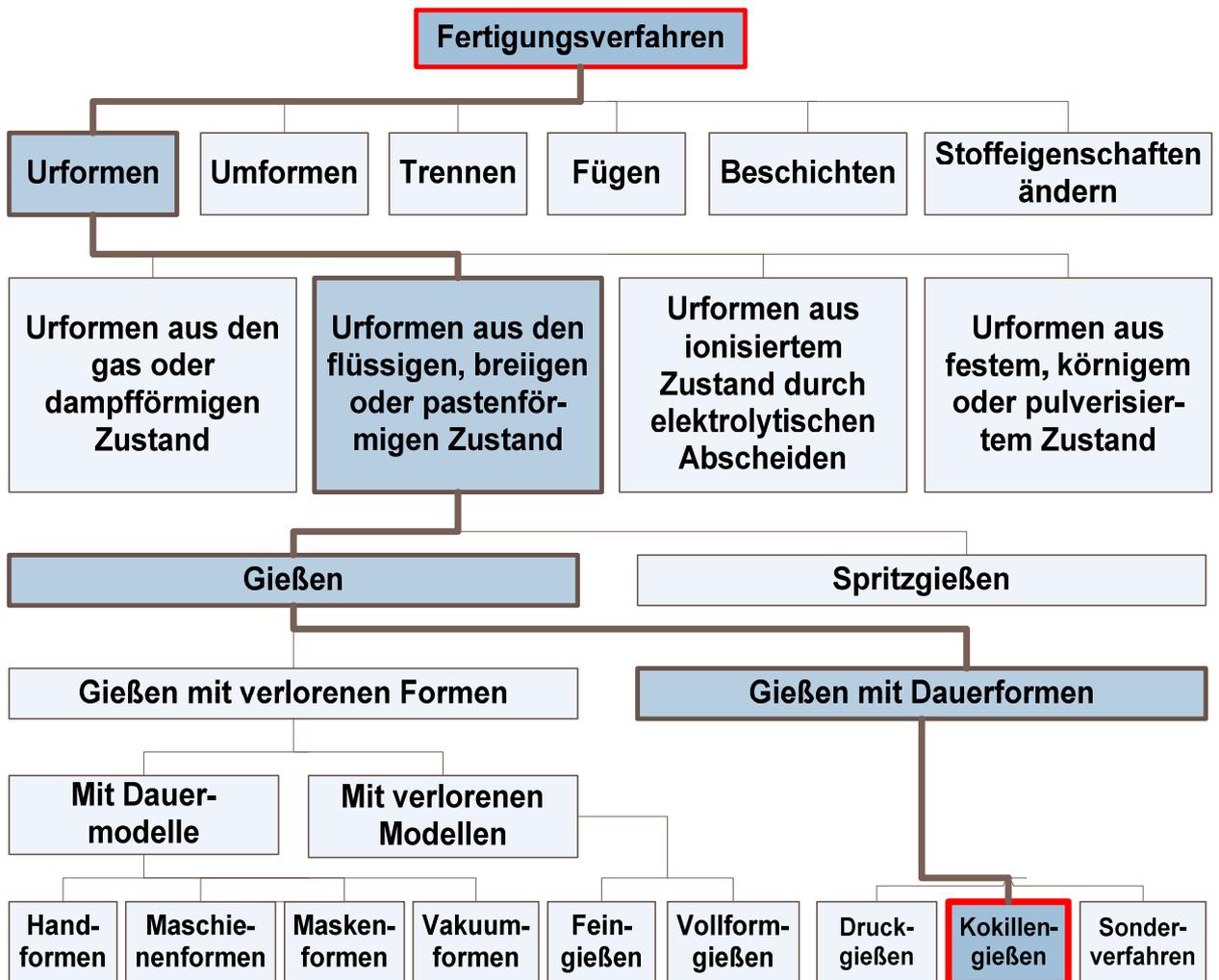


Bild 5. Gießverfahren nach DIN 8580 [38]

*Kippgießverfahren.* Beim Kippgießverfahren wird die Kokille während des Eingießens gekippt und mit fortschreitender Formfüllung wieder aufgerichtet. Ziel dieser Techniken ist es, eine zu starke turbulente Formfüllung zu vermeiden, um damit die Gefahr der Oxideinspülung und Wasserstoffaufnahme zu reduzieren.

*Niederdruck-Kokillengießverfahren.* Bei diesem Verfahren erfolgt eine pneumatische Druckbeaufschlagung der Schmelze, die durch ein Steigrohr entgegen der Schwerkraft in den Formhohlraum gefördert wird. Mit diesem Verfahren kann in nahezu idealer Weise eine gerichtete Erstarrung der Gussstücke verwirklicht werden. Die langsame Formfüllung vermeidet zugleich Turbulenzen [39-41].

### Besonderheit des Kokillengusses

Die Besonderheiten des Kokillengusses sind die Gasdichtheit und die hohe Stabilität der Form sowie die hohe Abkühlgeschwindigkeit der Gussstücke in der Kokille (3- bis

10-mal höher als im Sandguss). Es handelt sich um ein Gießverfahren, welches sich besonders für Aluminium, Magnesium und Messing eignet. Als Kokillenwerkstoff dient meistens Gusseisen [42-44].

Die schnelle Abkühlung des Gussstückes in der Kokille lässt die feinkörnige Struktur erhalten. Dies ist besonders wichtig für die Gussstücke aus Gusslegierungen mit einem breiten Erstarrungsintervall. Andererseits hat die schnelle Abkühlung des Gussstückes den negativen Einfluss auf die Fließfähigkeit der Legierung, was zur Schwierigkeiten bei der Herstellung dünnwandiger Gusstücke führt.

Die wachsende Verwendung des Kokillengusses hängt mit seinen deutlichen Vorteilen gegenüber anderen traditionellen Methoden der Herstellung von Gussteilen zusammen.

**Vorteile des Kokillengießverfahrens** sind die Wiederverwendbarkeit der Form und die gute Oberflächenbeschaffenheit bei uneingeschränkter Anwendbarkeit von Sandkernen. Ein weiterer Vorteil ist das im Vergleich zum Sandguss feinere Gefüge und die damit verbundene höhere Festigkeit und Dehnung der Gussteile. Diese Eigenschaften sind eine Folge der höheren Erstarrungsgeschwindigkeit gegenüber Sandguss. Der Aluminium-Kokillenguss zeichnet sich auch durch die relativ dünnwandige und sehr gute Vergießbarkeit mit hoher Maßgenauigkeit aus. Der größte Vorteil des Kokillengießverfahrens gegenüber dem Druckgießverfahren besteht in der größeren Konstruktionsfreiheit durch die mögliche Verwendung von Sandkernen zur Realisierung von komplexen Innenstrukturen. Weitere Vorteile, die zu einer Steigerung der Effizienz führen, sind die Reduzierung der Gussfehler, die Verbesserung der Maßgenauigkeit und die damit verbundene Verringerung an notwendiger Bearbeitung.

Neben den Vorteilen hat das Kokillengießverfahren folgende **Nachteile**:

- Beschränkung auf serienmäßige Herstellung;
- schwierige Herstellung der Gießwerkzeuge;
- Beschränkung auf die Komplexität der Konstruktion und Wanddicke;
- Neigung der Gussteile zu Eigenspannungen und Warmrissbildung.

### **Verwendungsgebiet**

Das Verwendungsgebiet des Kokillengießens ist von den technologischen Möglichkeiten und der wirtschaftlichen Zweckmäßigkeit abhängig. Eine besonders verbreitete Anwendung hat Kokillengießen bei der Herstellung von Gussteilen aus Aluminium-,

Magnesium- und Messing-Legierungen gefunden. Die Form der Gussstücke kann beim Kokillengießverfahren sehr unterschiedlich sein: von einfachen Formen wie Platte oder Rost bis sehr komplizierten Teilen wie der Zylinderkopf, der Kolben, die Karosserie-strukturbauteile u.a.

Die technologischen Verfahrensgrenzen des Kokillengießens werden von der Konstruktion der Gussteile und von den gießtechnologischen Eigenschaften der Legierung bestimmt. Mit zunehmender Komplexität und Abnahme der Wanddicke der Gussteile steigt der Arbeitsaufwand bei der Herstellung der Gussstücke. Zudem können bei Gussstücken mit dünnen Wandstärken vermehrt Gussfehler auftreten, weil die dünneren Wände sehr schnell abkühlen und dies zu einer Erstarrung der Legierung führen kann, bevor der Hohlraum der Form völlig gefüllt ist. Außerdem: Je komplizierter die Geometrie des Gussstücks, desto schwieriger ist die Kokillenherstellung.

Am häufigsten werden beim Kokillengießen Aluminiumlegierungen mit einem breitem Erstarrungsintervall aufgrund ihrer guten gießtechnologischen Eigenschaften (Fließ- und Formfüllungsvermögen, Rissbeständigkeit und relativ niedrige Gießtemperatur) verwendet. Aus diesen Legierungen können Gussstücke mit verschiedener Geometrie vorteilhaft hergestellt werden, darunter auch dünnwandige Gussstücke.

### **2.3 Schmelzebehandlung**

Die Schmelzequalität hat wesentlichen Einfluss auf die gießtechnologischen und mechanischen Eigenschaften und damit direkt auf die Qualität des Endproduktes. Die Technologie der Schmelzebehandlung hat sich in den letzten Jahren sehr schnell entwickelt.

Die Schmelzebehandlung besteht aus mehreren Schritten. Einer der wichtigsten ist die Schmelzereinigung. In Aluminiumschmelzen haben zwei Arten von Verunreinigungen einen großen Einfluss auf die endgültige Gussteilqualität: im Aluminium gelöster Wasserstoff und nichtmetallische Einschlüsse. Für die Schmelzereinigung wird eine Spül-lanze mit inerten Gasen wie Argon oder Stickstoff benutzt. Wichtig ist es, die Gase in feinverteilter Form in die Schmelze zu bringen. Die entstehenden Gasblasen nehmen den im Aluminium gelösten Wasserstoff auf und schließen nichtmetallische Partikel ein und bringen diese an die Schmelzeoberfläche [7; 45].

Der nächste Schritt ist die Verbesserung des Gefüges. Zu den modernen Verfahren der Auswirkung auf die Korngröße und auf die Struktur der Legierung in flüssigem Zustand gehören solche Verfahren wie die Änderung der Erstarrungsgeschwindigkeit (thermische Verfahren), Kornfeinung, Veredelung, Ultraschallbehandlung, Vibrationsbehandlung und elektromagnetische Behandlung [46].

**Kornfeinung.** Kornfeinung ist ein Prozess der Zugabe eines Kornfeinungsmittels in die Aluminiumschmelze mit dem Ziel der Erhöhung der Keimzahl. Die Zugabe des Kornfeinungsmittels führt zu einer Verfeinerung der Körner, ihrer gleichmäßigen Verteilung und als Folge davon zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften. Die untereutektischen Aluminiumlegierungen werden gewöhnlich mit Titan oder Bor behandelt. Diese Modifizierung feint den Aluminium-Mischkristall [10; 47-50].

**Veredelung.** Die Veredelung der AlSi-Legierungen bewirkt eine feinere Ausbildung des eutektischen Siliciums durch Zugabe von Alkali- oder Erdalkalielelementen. Durch diese Schmelzebehandlung wandelt sich das ursprünglich lamellar ausgebildete Gefüge in ein feinkörniges, veredeltes Gefüge um. Die Veredelung erfolgt durch Natrium- und Strontiumzusätze. Dadurch werden höhere Festigkeits- und Dehnungswerte erreicht [10; 47-52].

**Elektromagnetische Behandlung.** Das elektromagnetische Rühren ist eine effektive Methode zur kontaktlosen Beeinflussung der Schmelzeströmung während des Erstarrungsvorgangs. Beim elektromagnetischen Rühren wird eine elektroinduktiv hervorgerufene Schmelzebewegung zur Erzielung der Kornfeinung genutzt. Die Anwendung der zeitlich modulierten Magnetfelder führt zur Verbesserung des Erstarrungsgefüges und damit zur Verbesserung der Qualität von Gussstücken [53-56].

**Vibrationsbehandlung.** Durch die Vibrationsbehandlung erstarrender Metallschmelzen kann in den Erstarrungsablauf eingegriffen und so die Gußeigenschaft durch die Feinung des Gefüges verbessert werden. Der Vorteil dieser Methode besteht darin, dass der Schmelze keine Fremdkeime zugegeben werden müssen. Die Keime zum Wachsen globulitischer Kristalle werden von der teilerstarrten Schmelze selbst gebildet [57-59].

**Ultraschallbehandlung.** Die Ultraschallbehandlung ist eine spezielle Art der Vibrationsbehandlung von Schmelze. Bei der Ultraschallbehandlung werden die Schwingungen mit Ultraschallfrequenzen in die Schmelze eingebracht. Durch die Behandlung mit Ultraschall entstehen kleine, globulitische Körner anstelle von groben und langen Dendriten

und es ändert sich die Morphologie des eutektischen Siliciums. Diese Behandlung der Legierung wird zur signifikanten Modifikation des Gussgefüges und zur Steigerung der mechanischen Eigenschaften der Legierung verwendet [60-66].

Die Qualität eines Gussteiles steht in direktem Zusammenhang mit der Qualität der Schmelze, aus der das Produkt gefertigt wird [45]. Über die Schmelzequalität bzw. Reinheit macht der Dichteindex eine Aussage. Die Bestimmung des Dichteindex ist eine einfache Methode zur Ermittlung des Gasgehaltes von Aluminiumschmelzen [7; 67].

## **2.4 Vorgänge bei der Erstarrung. Erstarrungsmorphologie**

Die Erstarrung der Legierung ist ein Kristallisationsprozess. Die Erstarrung verläuft als Phasenumwandlung (flüssig – fest) in Form von Keimbildungs- und Kristallisationsvorgängen. Während der Erstarrung aus der Schmelze können metallische Kristalle oder Kristallaggregate vielfältige Formen annehmen. Der Erstarrungsablauf als zeitlicher und örtlicher Ablauf der Kristallisation ergibt sich aus dem Zusammenwirken von Keimbildung und Kristallwachstum. Zwischen Erstarrungsmorphologie und Gießeseigenschaften gibt es enge Zusammenhänge. Bei Kenntnis der Erstarrungsabläufe einer Legierung kann vielfach zuverlässig auf ihr gießtechnisches Verhalten in der Praxis geschlossen werden. Der Ort der Keimbildung und der Ablauf des Kristallwachstums sind gegeneinander abgegrenzt.

Zur Klassifizierung der vorkommenden Erstarrungsabläufe lassen sich typische Arten der Erstarrung definieren. Es kann unter dem exogenen und endogenen Erstarrungstypen unterschieden werden. Innerhalb dieser Gruppen gibt es eine Reihe weiterer Unterteilungen, beim exogenen Typ glattwandige, rauhwandige und schwammartige Erstarrung, beim endogenen Typ die breiartige und schalenbildende Erstarrung (Bild 6) [47; 68-70].

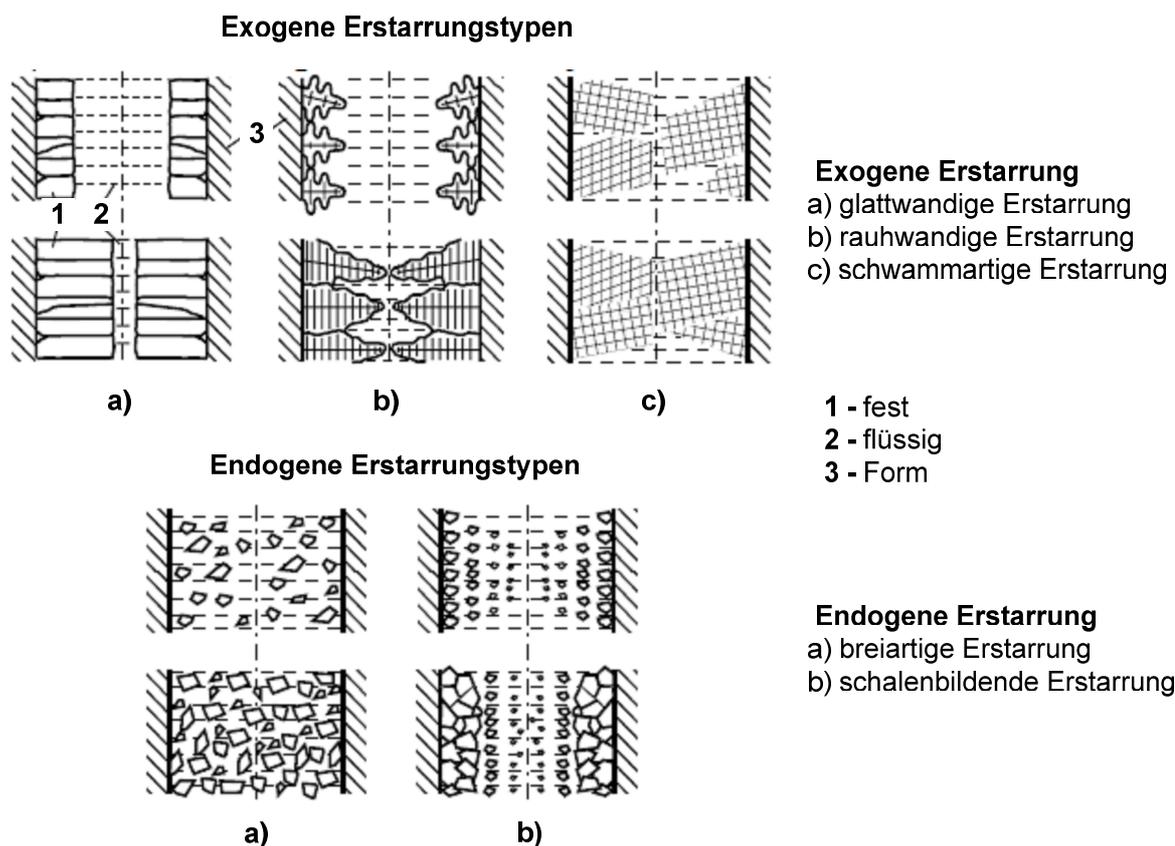


Bild 6. Typische Arten des Erstarrungsablaufs

Die Ausbildung der verschiedenen Erstarrungstypen wird von der chemischen Zusammensetzung und Abkühlgeschwindigkeit beeinflusst. Die Erhöhung des Legierungsgehalts kann die Erstarrung über den rauhwandigen zum schwamm- oder zum breiartigen Typ verschieben. Die Ausbildung des Gefüges beeinflusst in starkem Maße das Fließvermögen der Legierung. (Beispiel Al-Si-Legierung: Mit zunehmendem Legierungsgehalt nimmt das Fließvermögen stark ab). Vom Reinmetall ausgehend wird der Metallfluss durch die mit zunehmendem Legierungsgehalt hervorgerufene rauhwandige und schwammartige Erstarrung zunehmend behindert. Mit Annäherung an die eutektische Zusammensetzung der Legierung steigt das Fließvermögen aufgrund der schalenbildenden Erstarrung des Eutektikums wieder an.

Eine Erhöhung der Abkühlungsgeschwindigkeit kann eine schwammartige Erstarrung zur rauhwandigen, eine rauhwandige Erstarrung zur glattwandigen verschieben. Bei den endogenen Erstarrungstypen führt eine schnellere Abkühlung zur verstärkten Schalenbildung [69]. Die Ausbildung des Gefüges, das durch die Erstarrungsmorphologie bestimmt wird, beeinflusst in starkem Maße die Eigenschaften des entstehenden Gussteils. Als Einflussfaktoren auf den Erstarrungsablauf wirken die Legierungszusammen-

setzung, die Abkühlungsbedingungen bei der Erstarrung und das Kristallisationsverhalten der Schmelze.

## **2.5 Gießtechnologische Eigenschaften**

### **2.5.1 Gießeigenschaften bei der Erzeugung dünnwandiger Gussbauteile**

Die neuen Entwicklungen bei der Erzeugung von Strukturbauteilen erschließen für Al-Legierungen viele neue Anwendungsgebiete. Dünnwandige Gussbauteile bieten neue Möglichkeiten für die Luft- und Raumfahrt sowie die Automobilindustrie bei der Erzeugung leichter Konstruktionen mit hohen mechanischen Eigenschaften. Diese Möglichkeiten bieten nur Legierungen, die die Fähigkeit haben, dünnere Wände herzustellen. Die Hauptfrage bei der Erzeugung dünnwandiger Teile im Kokillengießverfahren ist die Gießbarkeit der Legierung. Die Gießbarkeit ist ein komplizierter Parameter, der von den Eigenschaften des flüssigen Metalls, der Form, den Bedingungen beim Abgießen und von dem Erstarrungsmechanismus abhängig ist [71-75].

Als Voraussetzung für die Herstellung dünnwandiger Gusstücke mit guten mechanischen Eigenschaften muss zum einen die Kokille eine hohe Maßgenauigkeit aufweisen. Zum anderen muss die Kombination von chemischer Zusammensetzung der Schmelze, der Schichte und der Fließfähigkeit der Legierung sicherstellen, dass die Form vor dem Beginn der Erstarrung vollständig gefüllt ist, um das Auftreten von Auslauf Fehlern zu vermeiden [35]. Für den Gießer sind daher die Gießeigenschaften der metallischen Schmelze von größter Bedeutung. Unter diesem Begriff sind alle Eigenschaften der Legierung zusammengefasst, die mit dem Gießvorgang und dem anschließenden Erstarrungsablauf eng verbunden sind.

Zu diesen gießtechnologischen Eigenschaften einer Legierung gehören solche Eigenschaften wie Fließvermögen, Formfüllungsvermögen, Speisungsvermögen, Warmrisseigung und Lunkerneigung [71]. Beim Gießen von dünnwandigen Bauteilen mit dem Kokillengießverfahren spielen diese Schmelzeigenschaften eine herausragende Rolle. Insbesondere entscheiden das Fließ- und das Formfüllungsvermögen der Legierung darüber, ob ein dünnwandiges Bauteil vorgegebener Geometrie mit der betreffenden Legierung hergestellt werden kann. Diese beiden gießtechnologischen Eigenschaften bilden daher den Hauptgegenstand der Untersuchungen in vorliegender Arbeit.

## 2.5.2 Physikalische Eigenschaften

Unter dem Begriff „Gießbarkeit“ ist eine komplexe Eigenschaft einer Legierung zu verstehen, welche sich aus verschiedenen physikalischen Eigenschaften, die den schmelzflüssigen Zustand charakterisieren, zusammensetzt. Zu den wichtigsten physikalischen Eigenschaften einer Schmelze gehören die Viskosität und die Oberflächenspannung.

### 2.5.2.1 Viskosität

Die Viskosität kennzeichnet die durch die innere Reibung und den Formänderungswiderstand verursachte Zähflüssigkeit der Schmelze. Temperatur und Viskosität stehen in umgekehrtem Verhältnis zueinander, d.h., mit steigender Temperatur nimmt die innere Reibung und damit die Viskosität ab, das Fließvermögen wird günstiger [76-78].

Grundlage der Viskositätsbestimmung von Flüssigkeiten ist das Newtonsche Reibungsgesetz [79-81] (1):

$$F_r = \eta A \frac{dv}{dh} \quad (1)$$

Mit  $F_r/A$  als der Schubspannung gilt auch Formel (2):

$$\tau = \frac{F_r}{A} = \eta \frac{dv}{dh} \quad (2)$$

$\tau$  - die an der Flüssigkeit angreifende Schubspannung

$F_r$  - Reibungskraft

A - Fläche, an der die Schubspannung angreift

$dv/dh$  - Geschwindigkeitsgefälle senkrecht zur Strömungsrichtung.

$\eta$  - dynamische Viskosität ( $\text{Ns/m}^2$ ).

Das Verhältnis zwischen der dynamischen Viskosität  $\eta$  und der Dichte  $\rho$  wird als kinematische Viskosität (Einheit:  $1 \text{ m}^2/\text{s}$ ) definiert Formel (3):

$$\nu = \frac{\eta}{\rho} \quad (3)$$

Die Erhöhung der dynamischen Viskosität verzögert die Bewegungsgeschwindigkeit des Metalls in einer Form. Die Größe der dynamischen Viskosität des flüssigen Metalls hat in der Gießereiproduktion eine große Bedeutung beim Ausfüllen der komplizierten Formen und bei der Herstellung von qualitativ hochwertigen Gussstücken. Die Viskosi-

tät des Metalls wird nicht nur durch seine Struktur im flüssigen Zustand, sondern auch durch den Gehalt an nichtmetallischen festen Einschlüssen, Gasen usw. beeinflusst. Mit der Erhöhung der Temperatur verringern sich die Viskosität und die Dichte der Schmelze, was zu besserer Fließfähigkeit der Legierung führt [82; 83].

### 2.5.2.2 Oberflächenspannung

Die an der Oberfläche einer Flüssigkeit angreifenden inneren Kräfte rufen in ihrer Gesamtheit eine Wirkung hervor, die als Oberflächenspannung bezeichnet wird. Die Beschaffenheit des Gießstrahls, die Ausbreitungsgeschwindigkeit des flüssigen Metalls in der Form sowie das Formausfüllungsvermögen hängen von der Oberflächenspannung der Schmelze ab [76; 79; 84; 85].

Die Oberflächenspannung hängt mit der spezifischen Oberflächenenergie zusammen. Die spezifische Oberflächenenergie oder Grenzflächenenergie ist der Quotient aus der Arbeit  $dW$  zur Vergrößerung einer Flüssigkeitsoberfläche  $dA$  (4):

$$\sigma = \frac{dW}{dA}. \quad (4)$$

Zur Vergrößerung des Oberflächenstücks von der Länge  $l$  um  $ds$  ( $dA = l ds$ ), ist eine Arbeit  $dW = F ds$  gegen die molekularen Kohäsionskräfte der Flüssigkeit zu verrichten. Die Oberflächenspannung wird dann als physikalische Größe wie folgt definiert Formel (5):

$$\sigma = \frac{dW}{dA} = \frac{F ds}{l ds} = \frac{F}{l}. \quad (5)$$

Die Benetzung beschreibt das Verhalten von Flüssigkeit bei Kontakt mit einer Festkörpergrenzfläche. Als Kontaktwinkel (Benetzungswinkel) wird der Winkel bezeichnet, den ein Flüssigkeitstropfen auf der Oberfläche eines Feststoffs mit dieser Oberfläche bildet (Bild 7). Bei der Benetzung und Benetzbarkeit, der Interaktion flüssiger und fester Stoffe, sind die Verhältnisse der Ober- und Grenzflächenspannungen der beteiligten Phasen und Phasengrenzen in Betracht zu ziehen. Die Verhältnisse werden anschaulich durch die Young-Gleichung (Kapillargesetz) beschrieben [79; 82; 86-88]. Die Youngsche Gleichung (6) beschreibt die Korrelation zwischen dem Kontaktwinkel  $\theta$  und der Grenzflächenspannung zwischen Flüssigkeit und Gas, der Grenzflächenspannung zwischen Festkörper und Flüssigkeit und der Grenzflächenspannung zwischen Festkörper und Gas:

$$\cos \theta = \frac{\sigma_{S,G} - \sigma_{L,S}}{\sigma_{L,G}} \quad (6)$$

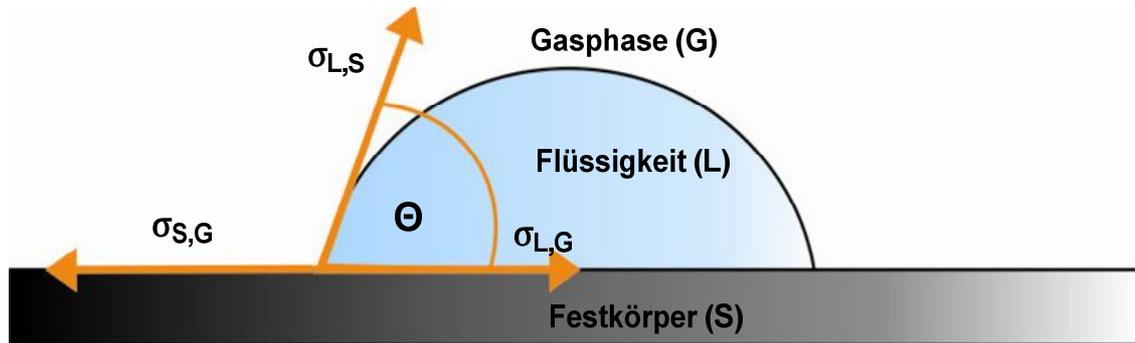


Bild 7. Methode des liegenden Tropfens. Die Grenzflächenspannungen ( $\sigma_{S,G}$  – Festkörper/Gasphase,  $\sigma_{L,S}$  – Flüssigkeit/Festkörper,  $\sigma_{L,G}$  – Flüssigkeit/Gasphase) bestimmen nach der Young-Gleichung (6) den Kontaktwinkel an ihrer Dreiphasenkontaktlinie

Die Benetzung wird durch den Benetzungswinkel  $\Theta$  (Kontaktwinkel, Bild 8) charakterisiert. Die Größe des Kontaktwinkels zwischen Flüssigkeit und Feststoff hängt ab von der Wechselwirkung zwischen den Stoffen an der Berührungsfläche. Je geringer diese Wechselwirkung ist, desto größer wird der Kontaktwinkel [79; 82; 86].

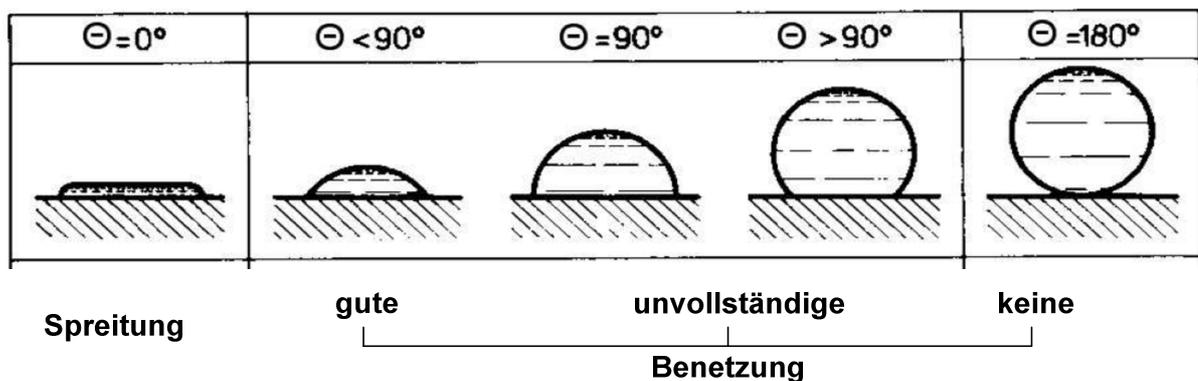


Bild 8. Benetzungszustände

Benetzbare Flüssigkeit entsteht in der Form, wenn der Kontaktwinkel  $\theta$  zwischen  $0^\circ \leq \theta \leq 90^\circ$  liegt. Die Legierung wird in die Form kapillar hineinfließen. Die Benetzung der Fläche ist umso besser, je kleiner der Randwinkel  $\theta$  an der Drei-Phasen-Grenzlinie ist. Nicht benetzbare Flüssigkeit bildet an der Oberfläche der Form eine konvexe Oberfläche  $90^\circ \leq \theta \leq 180^\circ$ . Die Spannungskräfte an der Grenzfläche zwischen der Schmelze und Form sind höher als die zwischen der Luft und der Form. Die Form stellt einen Widerstand gegen das Eindringen der Schmelze in die Form dar.

Die Oberflächenspannung hat große Bedeutung für das Formfüllungsvermögen der Legierungen. Indem sie geändert wird, kann man das Formfüllen und die Glattheit der Oberfläche der Gussstücke beeinflussen.

### **2.5.3 Gießvermögen einer Legierung**

Fließ- und Formfüllungsvermögen spielen eine bedeutende Rolle in der Gießtechnik, weil diese die Qualität der Gussstücke beeinflussen. Für dünnwandige Gussteile von guter Qualität ist es unerlässlich, dass die Legierung eine ausreichende Fließfähigkeit hat. Fließ- und Formfüllungsvermögen verkörpern die kompliziertesten gießtechnologischen Eigenschaften, die von verschiedenen Parametern abhängen (Bild 9). Viele Aspekte dieser beiden Eigenschaften und ihrer Wechselwirkung sind noch nicht vollständig erforscht. Die in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen sind daher auf die Aufklärung dieser Zusammenhänge bei den Al-Si-Legierungen gerichtet.

Fließ- und Formfüllungsvermögen werden bislang stets als voneinander unabhängige Legierungseigenschaften betrachtet. In dieser Arbeit werden erstmals mathematische Beziehungen für das Fließ- und Formfüllungsvermögen hergeleitet, welche alle relevanten Einflussparameter auf diese wichtigen Legierungseigenschaften enthalten und es erlauben, auf Grundlage eines neu definierten „Gießindex“ die Qualität eines kokillengegossenen dünnwandigen Gussteils durch die gießtechnologische Eigenschaften und das Gefüge quantitativ zu bewerten (s. Abschnitt 4.3).

Faktoren, die das Fließ- und Formfüllungsvermögen beeinflussen (Bild 9) [82; 83; 89] sind solche, welche

1. mit den Eigenschaften des zu vergießenden Metalls zusammenhängen, wie z.B. die Oberflächenspannung, Oxidschichten, der Gasgehalt, Einschlüsse, Erstarrungs- und Kristallisationstyp;
2. mit den Eigenschaften der auszufüllenden Form zusammenhängen, wie z.B. die Legierung, ihre chemische Zusammensetzung, die Gießtemperatur, die Geschwindigkeit beim Abgießen, die Druckhöhe, das Gießsystem;
3. von den Bedingungen beim Abgießen in die Form abhängig sind, wie der Formsand und das Bindemittel oder der Kokillenwerkstoff, die Wärmeleitfähigkeit des Formwerkstoffes, die Werkzeugtemperatur und die Schlichte.

Außer den genannten Faktoren sind auch die Außenabmaße, die Geometrie und die Kompliziertheit der Gussbauteile von Bedeutung.

Bei sorgfältiger Auswahl der geeigneten Kombination von Faktoren kann man die gießtechnologischen Eigenschaften der Legierung steuern. Eine Schlüsselrolle spielt dies bei der Herstellung dünnwandiger Gussstücke, deren Geometrie hohe Werte für das Fließ- und Formfüllungsvermögen erfordert.

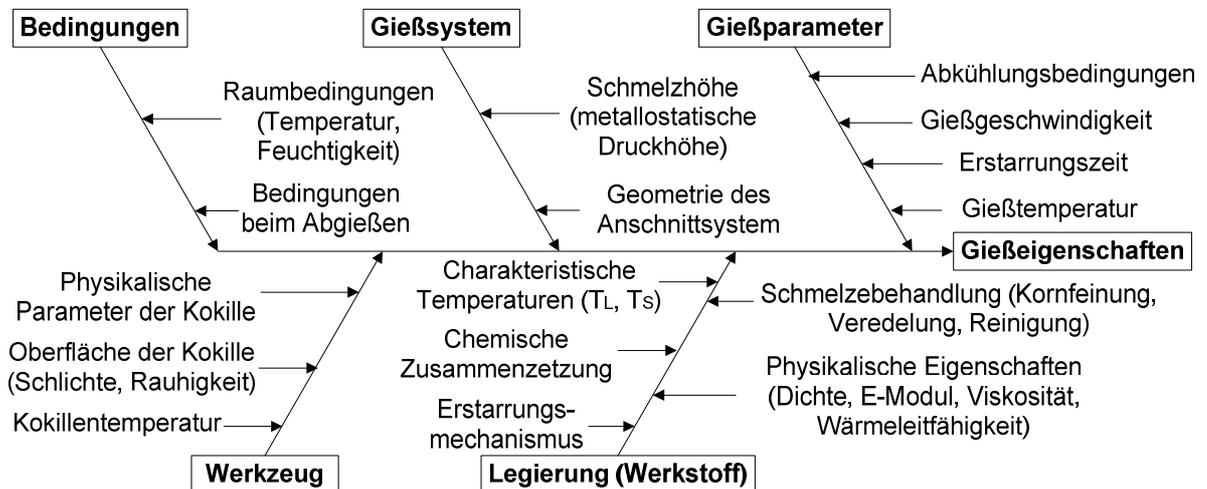


Bild 9. Einflussfaktoren der gießtechnologischen Eigenschaften

### 2.5.3.1 Fließvermögen

Das Fließvermögen ist die Fähigkeit des flüssigen Metalls, in einem Auslaufkanal so weit zu fließen, bis der Metallfluss durch die Erstarrung zum Stillstand kommt.

#### *Einflussfaktoren*

Das Fließvermögen ist sehr stark von der chemischen Zusammensetzung, den physikalischen und chemischen Eigenschaften der Legierung und von der Gießtemperatur abhängig. Je höher die Gießtemperatur, desto besser ist das Fließvermögen der Legierung. Das hängt mit der Temperaturabhängigkeit von Viskosität und Oberflächenspannung des flüssigen Metalls zusammen. Die Gießtemperatur ist aus technologischen Gründen begrenzt.

Besitzt die Legierung ein sehr geringes Fließvermögen, so kann die Bewegung der Schmelze beim Ausfüllen von dünnwandigen komplizierten Formen aufhören, bevor die Form völlig gefüllt ist. Ergebnis ist das Auftreten von Gussfehlern, die nicht korrigiert werden können. Entstehen beim Formfüllen mit einer Legierung von geringem Fließvermögen Gegenströmungen, so können diese nicht verschmelzen. Im Ergebnis entsteht ein Loch unterschiedlicher Form oder ein Durchgangsriss in der Wand des Gussteiles.

Deshalb ist es in der Praxis sehr wichtig, eine solche Gießtemperatur einzustellen, die ein völliges Ausfüllen der Form sicherstellt. Die Formfüllung ist nicht nur ein hydraulischer Prozess, weil die Strömung des Metalls in Form von Kühlung begleitet wird. Bei einer unter der Liquidustemperatur liegenden Temperatur bildet sich die feste Phase in Form von Kristallen. Mit der Zunahme der festen Phase verringert sich die Strömungsgeschwindigkeit und beim Erreichen eines bestimmten Prozentsatzes an fester Phase hört die Strömung auf. Das bedeutet, der Formfüllungsprozess ist zeitlich begrenzt. In diesem Zeitintervall ist das Metall im flüssigen oder halbfesten Zustand und verliert die Fähigkeit zu fließen. Bei gleichen Legierungen und gleichen hydraulischen Bedingungen wird diese Zeitspanne durch die folgenden thermischen Bedingungen bestimmt: die Anfangstemperatur des flüssigen Metalls und der Gießform, ihre thermophysikalischen Eigenschaften, die Besonderheit der Wärmeübertragung durch die Grenze Metall-Form sowie die Wärmeabstrahlung im Formhohlraum.

Das Fließvermögen hängt von der Neigung der Legierung zu Oxidation ab. Die Oxidschichten bilden sich beim Kontakt der Legierung mit der Luft. Das Fließen des Metalls wird nicht nur durch die Oberflächenspannung, sondern auch durch die Oxide an der Oberfläche behindert. Beim Gießen bilden sich die Oxidschichten an der Oberfläche des Metalls, leisten Widerstand zur Metallströmung und verschlechtern so das Fließ- und Formfüllungsvermögen der Legierung.

Das Fließvermögen hängt auch von den thermophysikalischen Eigenschaften der Form, der Schlichte, von der Konstruktion des Gießsystems und von der Geschwindigkeit beim Abgießen ab. Eine maximale Fließfähigkeit erreichen die reinen Metalle und eutektische Legierungen [90-97].

*Erstarrungsmechanismus. Einfluss des Erstarrungsintervalls auf das Fließvermögen.*

Bei einer Reihe von Untersuchungen wurde festgestellt, dass das Fließvermögen sehr stark vom Erstarrungsintervall abhängig ist: Je größer das Erstarrungsintervall, desto geringer das Fließvermögen der Legierung. Das beste Fließvermögen haben die Legierungen, die bei konstanter Temperatur erstarren, d.h. reine Metalle und eutektische Legierungen (Bild 10) [98-104].

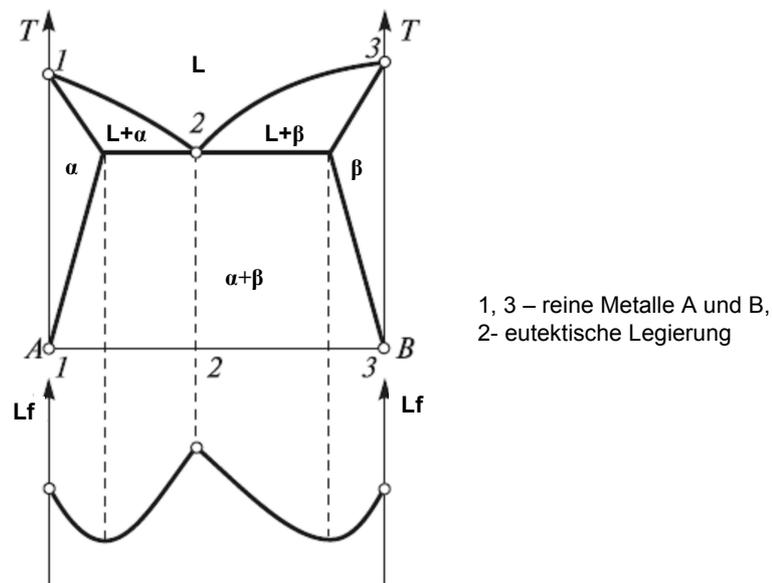


Bild 10. Das Fließvermögen der Legierung in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung

Der Einfluss des Erstarrungsintervalls auf den Erstarrungsmechanismus hängt vom Kristallisationstyp ab (Bild 11). Beim Eingießen fließt das Metall in der Form bei einer konstanten Anfangstemperatur. Dann wird dem Metall durch den Formstoff schnell die Wärme entzogen, so dass sich an der Formwand Unterkühlungen ergeben, die zur Keimbildung führen.

Bei reinen Metallen beginnt die Erstarrung an der Wand, sobald die Schmelze in den Kanal der Gießform einströmt und sich dann durch ein Wachsen von säulenförmigen Körnern mit glatter Grenzfläche so lange fortsetzt, bis das Metall nicht mehr durch den Kanal strömt, fließt dann weiter und Kristalle wachsen an der Wand. Ohne Überhitzung kommt die Strömung zum Stillstand, wenn die Stängelkristalle sich am Kanal Anfang treffen (Bild 11 a)) [100-102; 105; 106].

Bei Legierungen werden im Unterschied zu reinen Metallen die Strömungen an der Spitze der Schmelzeströmung gestoppt. Innerhalb des Erstarrungsmechanismus bilden sich langgestreckte Dendriten, bei denen die Dendritenarme freistehen. Bei legierungsreichen Schmelzen brechen die Arme ab und werden in Form von gleichachsigen Körnern von der Strömung mitgetragen, bis eine kritische Konzentration an Feststoffen erreicht ist, die schließlich die Strömung zum Stillstand bringt (Bild 11 b)) [100-102; 105; 106].

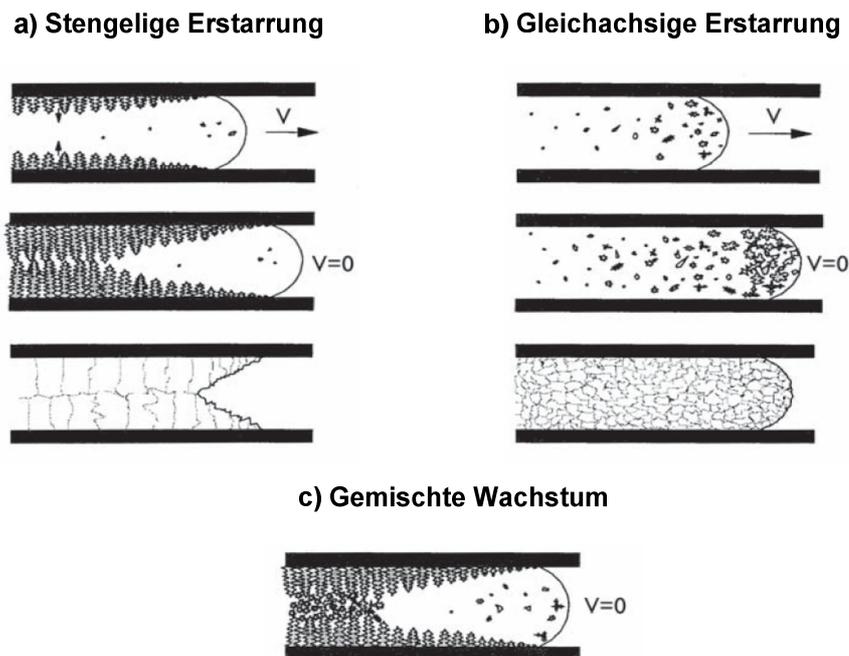


Bild 11. Drei Arten der Erstarrung

Bei den übereutektischen Legierungen scheiden sich primär Siliciumteilchen aus. Die Strömung kommt fast zum Stillstand, wenn die Menge der Primärsilicium-Ausscheidungen in der Spitze zunimmt. Die Primärsiliciumkristalle sitzen fest, aber etwas Schmelze strömt zwischen ihnen hindurch [100-102; 106; 107].

Bei der Bewertung des Fließvermögens der Legierungen muss das Erstarrungsintervall, die latente Wärme bei der Kristallisation und das spezifische Gewicht berücksichtigt werden. Die latente Kristallisationswärme hat großen Einfluss auf das Fließvermögen. Je größer die Wärmeabgabe bei der Kristallisation, desto länger erstarrt die Legierung und desto länger fließt die Legierung in der Form. Es sei bemerkt, dass durchaus auch zähere Legierungen die Form mit dünnen Wandstärken gut ausfüllen können.

Gusslegierungen mit Überhitzung haben eine kinematische Viskosität, die mit der Viskosität des Wassers vergleichbar ist. Aber beim Ausfüllen der Form kühlt die Legierung wegen großer Wärmeleitfähigkeit schnell ab und die Viskosität nimmt schnell zu, was zu Verminderung der Fließfähigkeit führt. Gelänge es, die hohe Temperatur der Legierung während der gesamte Bewegung der Schmelze in der Form zu halten, dann wäre es leicht, aus relativ zähen Legierungen auch dünnwandige Gussstücke zu erhalten.

### 2.5.3.2 Formfüllungsvermögen

Als eine wichtige spezifische Gießeigenschaft gilt die Fähigkeit einer Legierung, den Formhohlraum formgetreu wiederzugeben. Die Genauigkeit der Abbildung soll naturgemäß möglichst hoch sein. Problematisch sind die Kanten und die Ecken der Form.

#### *Einflussfaktoren*

Das Fließvermögen ist sehr stark von der chemischen Zusammensetzung der Legierung abhängig. Der Verlauf des Formfüllungsvermögens im System Aluminium-Silicium geht aus dem Bild 12 hervor [108]. Aus Untersuchungen von *Patterson* kann man feststellen, dass beim Si-Gehalt 2 % das Formfüllungsvermögen ein relatives Maximum erreicht, aber bei 8 % Si bis auf einen Tiefstwert abfällt. Der maximale Wert des Formfüllungsvermögens erreicht die Legierung bei der eutektischen Zusammensetzung.

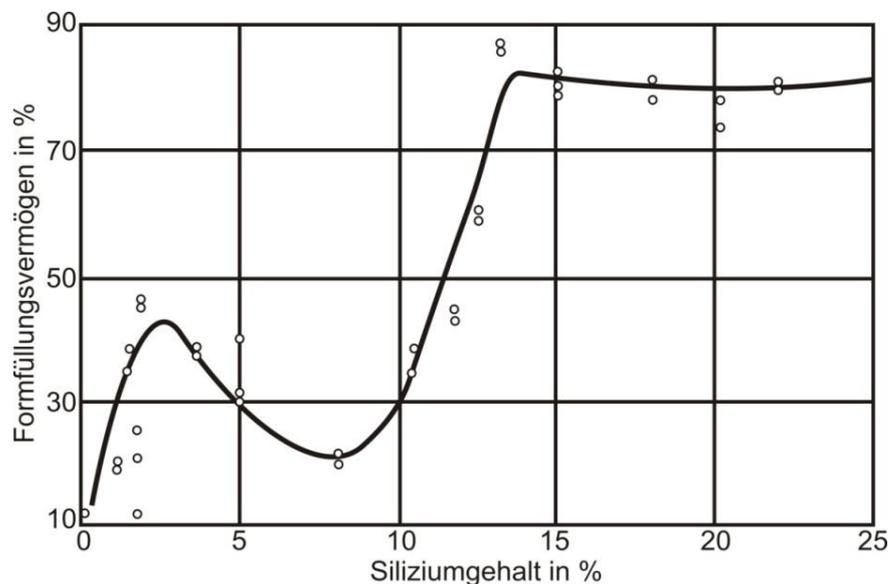


Bild 12. Das Formfüllungsvermögen im System Aluminium-Silicium [108]

Die Gießtemperatur hat eine besondere Bedeutung für das Formfüllungsvermögen. Bei Zunahme der Temperatur erhöht sich das Formfüllungsvermögen bis zu einer bestimmten Übergangstemperatur. Bei weiterer Erhöhung der Temperatur ändert sich das Formfüllungsvermögen wenig oder gar nicht (Bild 13) [109].

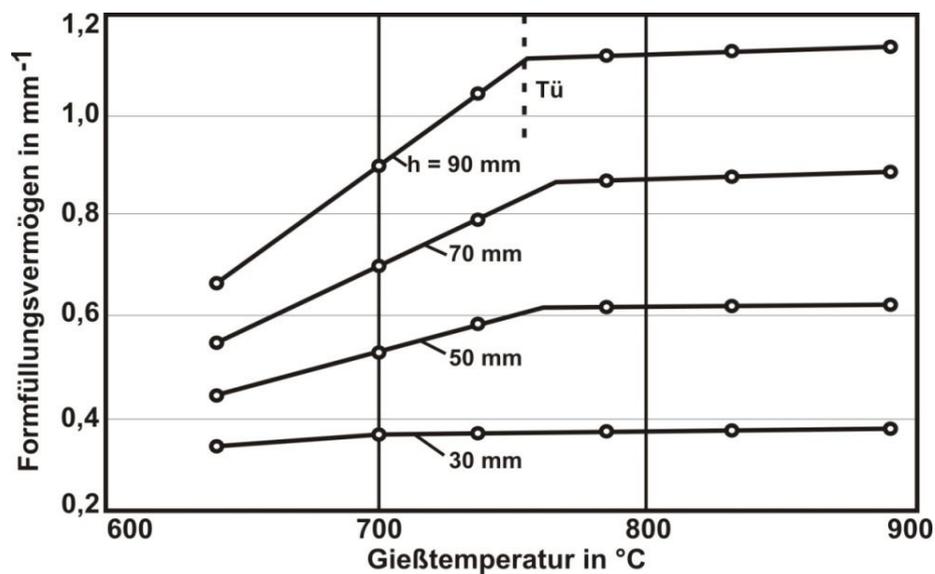


Bild 13. Das Formfüllungsvermögen in Abhängigkeit von der Gießtemperatur [109]

Einen großen Einfluss hat die metallostatistische Druckhöhe. Mit steigender Druckhöhe nimmt das Formfüllungsvermögen zu.

Außer den genannten Faktoren ist die Oberflächenspannung der Schmelze von großem Einfluss auf das Formfüllungsvermögen. Die Gießform wird normalerweise durch das flüssige Metall nicht benetzt. Deshalb behindern die Kapillarkräfte die Reliefwiedergabe auf der Oberfläche des Gussstückes. Je höher die Oberflächenspannung der Legierung und je größer der Kontaktwinkel und eine Vertiefung an der Oberfläche ist, desto schlechter wird das Relief des Gussstückes wiedergegeben. Zur Überwindung des kapillaren Widerdrucks ist eine zusätzliche metallostatistische Druckhöhe erforderlich. Wenn die Form durch Metall benetzt wird, erhöht sich die Oberfläche des Metall-Form-Kontaktes, was zu einer deutlichen Beschleunigung der Abkühlung des Metalls und somit zu einer Verringerung der Fließzeit führt.

#### 2.5.4 Mathematische Modelle für die Ermittlung des Fließ- und Formfüllungsvermögens

Anhand von theoretischen Modellen kann man die gießtechnologischen Eigenschaften einer Legierung vorhersagen. Nach Literaturrecherche gibt es zurzeit unterschiedliche Modelle, die eine quantitative Beschreibung ermöglichen.

##### *Mathematisches Erstarrungsmodell nach Flemings*

Von *Flemings* [100; 110] wurden zwei vereinfachte mathematische Modelle für die Fließlänge von reinen Metallen und von Legierungen entwickelt, die in einen

zylindrischen Kanal einer Fließfähigkeitsprobe gegossen werden. Für die Fließfähigkeit von reinen Metallen gilt Formel (7):

$$L_f = \frac{\rho a v (H + C \Delta T)}{2h(T_m - T_r)} \quad (7)$$

Für die Fließfähigkeit von Legierungen gilt Formel (8):

$$L_f = v \cdot t_f = \frac{A \rho v (kH + C \Delta T)}{S h (T - T_r)} \cdot \left( 1 + \frac{\frac{h \sqrt{\pi \alpha \Delta y}}{k' \sqrt{v}}}{2} \right) \quad (8)$$

Dabei bedeuten:

$L_f$  - Fließfähigkeit, gemessen als Auslauflänge [cm],

$v$  - Strömungsgeschwindigkeit [cm/s],

$a$  - Radius des Kanals [cm],

$\rho$  - Dichte der Schmelze [g/cm<sup>3</sup>],

$H$  - Schmelzwärme [cal/g],

$h$  - Wärmeübergangskoeffizient an der Formwand [cal/cm<sup>2</sup> s K],

$C$  - spezifische Wärmekapazität der Schmelze [cal/K],

$C'$  - spezifische Wärmekapazität der Form [cal/K],

$\Delta T$  - Überhitzung [°C],

$T_m$  - Schmelzpunkt des Metalls [°C],

$T$  - Temperatur der Schmelze [°C],

$T_f$  - Raumtemperatur [°C],

$t_f$  - Zeitdauer, in der das Metall flüssig ist [s],

$k$  - kritischer Gehalt an fester Phase (dimensionslose Größe),

$k'$  - Wärmeleitfähigkeit der Schmelze [cal/s cm K],

$\alpha$  - Wärmediffusionsvermögen der Form =  $k'/C'\rho'$  [cm<sup>2</sup>/s],

$S$  - Umfang des Kanals [cm],

$A$  - Oberfläche des Kanals [cm<sup>2</sup>],

$\Delta y$  - Länge des eingeschnürten Bereichs [cm].

Diese Formel fasst die Abhängigkeit der Auslauflänge mit den verschiedenen Einflussfaktoren zusammen. Die Ergebnisse des mathematischen Modells wurden an einer Al-Cu-Legierung (Al-4,5wt%Cu) überprüft [110]. Dieses Modell ist jedoch auf andere Arten

von Aluminiumlegierungen schwer anwendbar. Zuverlässige Daten für die Fließfähigkeit von Aluminiumlegierungen sind heutzutage kaum verfügbar und manche Einflussfaktoren in Gleichung (8) sind noch gar nicht bekannt.

Auf Basis der Gleichung (8) wurde noch eine weitere Formel (9), aber ohne Berücksichtigung der Überhitzung entwickelt [111].

$$L'_f = \frac{A\rho'V_0H}{Sh} \ln\left(\frac{T' - T_0}{T - T_0}\right) \quad (9)$$

In den letzten Jahren galten die von *Flemings* entwickelten Gleichungen als die besten für die Bestimmung des Fließvermögens. *Dewhirst* [112] hat das Fließvermögen der Al-Si-Legierungen nach den Gleichungen von *Flemings* untersucht und die Nachteile dieser Methode aufgezeigt. Er hat gezeigt, welche Fehler bei der Verwendung dieser Gleichungen auftreten können und wie empfindlich das Fließvermögen gegenüber Abweichungen der Einflussfaktoren ist.

#### *Erstarrungsmodell nach McParland*

*McParland* hat auch ein Erstarrungsmodell entwickelt [113]. Bei der Gefügeuntersuchung von Fließproben aus einer Legierung AlSi30 hat er drei deutlich verschiedene Bereiche festgestellt. Der erste Bereich ist frei von Primärsilicium, der zweite Bereich hat eine starke Konzentration an Primärsilicium und der dritte Bereich enthält einen großen Teil an Primärsilicium. Sein Modell hat aber einen großen Nachteil: Es ist nur auf übereutektischen Legierungen anwendbar. In der Automobilindustrie finden aber gerade die untereutektischen und eutektischen Legierungen die breiteste Anwendung.

#### *Modell nach Campbell*

Von *Campbell* [114; 115] wurde für die Berechnung des Fließvermögens die Formel (10) vorgeschlagen. Die Formel (11) passt gut für Sandform.

$$L_f = V \cdot t_s, \quad (10)$$

$$L_f = k \cdot V \cdot S^2, \quad (11)$$

wobei

$k$  - Konstante,

$V$  - Strömungsgeschwindigkeit,  
 $S$  - Fläche des Kanals.

Dieses Modell beschreibt das Fließvermögen durch die Erstarrungszeit, die Strömungsgeschwindigkeit und die Geometrie des Kanals. Dies sind die vereinfachten Gleichungen von *Flemings*, die oben beschrieben wurden.

#### *Modell für das Formfüllungsvermögen nach Engler*

Ob eine Schmelze die Form vollständig und fehlerfrei ausfüllt bzw. abbildet, ist vornehmlich abhängig von der Oberflächenspannung und der Dichte. Engler [116] ermittelte aus systematischen Untersuchungen, dass das Formfüllungsvermögen eines Metalls nach der Beziehung (12) berechnet werden kann:

$$F = \frac{h\rho g}{2\sigma \cos \varphi}, \quad (12)$$

wobei

$F$  - Formfüllungsvermögen [1/cm],  
 $h$  - metallostatische Druckhöhe [cm],  
 $\rho$  - Dichte des flüssigen Metalls [g/cm<sup>3</sup>],  
 $\sigma$  - Oberflächenspannung [dyn/cm],  
 $g$  - Fallbeschleunigung [cm/s<sup>2</sup>],  
 $\varphi$  - Benetzungswinkel.

#### *Quantitative Beschreibung des Fließ- und Formfüllungsvermögens nach Kölling, Straub, Grigull.*

Kölling, Straub und Grigull [117] haben versucht, die beiden Eigenschaften Fließ- und Formfüllungsvermögen quantitativ zu beschreiben. Dazu wurden unter einigen vereinfachenden Annahmen physikalische Modelle entwickelt und mathematisch formuliert. Das Fließvermögen wurde mit Gleichung (13) und das Formfüllungsvermögen mittels der halbempirischen Gleichung (14) beschrieben:

$$\frac{L}{R_0} = 0,095 \cdot \left(\frac{\rho_s \cdot c_s}{\rho_w \cdot c_w}\right)^{0,14} \cdot \left(\frac{\rho_s \cdot c_s}{\rho_l \cdot c_l}\right)^{0,46} \cdot \left(\frac{\lambda_l}{\lambda_s}\right)^{0,8} \cdot \left(\frac{\nu}{a_l}\right)^{0,75} \cdot \left(\frac{\lambda_s}{\lambda_m}\right)^{0,52} \cdot \left(\frac{\bar{u}(0) \cdot R_0}{\nu}\right)^{0,8} \cdot \left[1 + 9 \cdot \left(\frac{h_s/c_s}{\vartheta_s - \vartheta_u}\right)^{0,8} + 19 \cdot \left(\frac{\vartheta_0 - \vartheta_s}{\vartheta_s - \vartheta_u}\right)^{0,9}\right] \quad (13)$$

$$\frac{1}{r} = \frac{\rho_l \cdot g}{\sigma} \cdot \min \left\{ h_e; \frac{H}{t_G} \cdot \frac{\delta_0^2}{a_s} \cdot 0,032 \cdot \left(\frac{\delta_0}{R}\right)^{0,3} \cdot \left(\frac{\rho_s \cdot c_s}{\rho_l \cdot c_l}\right)^{0,5} \cdot \left(\frac{h_e}{\delta_0}\right)^{0,6} \cdot \left(\frac{\rho_s \cdot c_s}{\rho_w \cdot c_w}\right)^{1,0} \cdot \left(\frac{\lambda_s}{\lambda_l}\right)^{1,0} \cdot \left(\frac{\lambda_s}{\lambda_w}\right)^{0,75} \cdot \left[1 + 3 \cdot \frac{h_s/c_s}{\vartheta_s - \vartheta_u} + 0,015 \cdot \left(\frac{h_e}{\delta_0}\right)^{1,6} \cdot \left(\frac{\vartheta_0 - \vartheta_s}{\vartheta_s - \vartheta_u}\right)^{2,8}\right] \right\} \quad (14)$$

wobei

$L$  – Fließvermögen,

$R_0$  – Kanalradius,

$\rho_s \cdot c_s$  – volumenbezogene Wärmekapazität für feste Phase,

$\rho_l \cdot c_l$  – volumenbezogene Wärmekapazität für flüssige Phase,

$\rho_w \cdot c_w$  – volumenbezogene Wärmekapazität für Wandmaterial,

$\vartheta_0$  – Gießtemperatur,

$\vartheta_u$  – Formtemperatur,

$\bar{u}(0)$  – Anfangsgeschwindigkeit – Gießdruckhöhe,

$\lambda_m$  – Wärmeleitfähigkeit der Wandmaterial,

$\lambda_s$  – Wärmeleitfähigkeit der feste Phase,

$\lambda_l$  – Wärmeleitfähigkeit der flüssige Phase,

$\nu$  – kinematische Viskosität,

$a_l$  – Temperaturleitfähigkeit der flüssige Phase,

$h$  – spezifische Erstarrungsenthalpie.

$\frac{1}{r}$  – Formfüllungsvermögen,

$g$  – Erdbeschleunigung,  
 $\sigma$  – Oberflächenspannung,  
 $h_e$  – Enddruckhöhe,  
 $H$  – geodätische Gesamthöhe,  
 $t_G$  – Gesamtgießzeit,  
 $a$  – Temperaturleitfähigkeit,  
 $\delta_0$  – Konstante ( $\delta_0 = 1\text{mm}$ ),  
 $R$  – Kanalradius,  
 $h_s$  – spezifische Erstarrungsenthalpie.

Die Autoren haben mit dieser Arbeit [117] zwei empirische Größen zur Beschreibung der Gießeigenschaften des Metalls durch physikalisch-mathematische Modelle erklärt. Die beschriebenen Gleichungen wurden numerisch gelöst und die Ergebnisse zu einer Potenzfunktion der Einflussparameter zusammengefasst. Aber dieses Modell gilt nur für verschiedene reine Metalle; deshalb es in dieser Arbeit nicht benutzt werden.

Nach Literaturrecherche wurde festgestellt, dass alle bis jetzt existierenden Modelle für die Ermittlung der gießtechnologischen Eigenschaften viele Nachteile haben. Manche von ihnen betrachten das Fließ- und Formfüllungsvermögen als voneinander unabhängige Eigenschaften der Legierung. In der vorliegenden Arbeit wird versucht, die beiden Gießeigenschaften auf der Basis experimenteller und theoretischer Untersuchungen und mathematischer Beziehungen quantitativ zu beschreiben. Dazu werden in Abschnitt 4.3.3 entsprechende physikalische Modelle entwickelt und mathematisch formuliert.

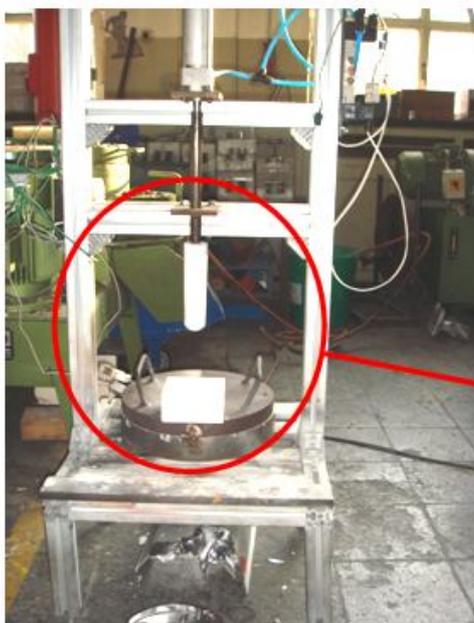
### 3 Versuchseinrichtungen und Untersuchungsmethoden

#### 3.1 Versuchswerkzeuge

##### 3.1.1 Dosierungssystem

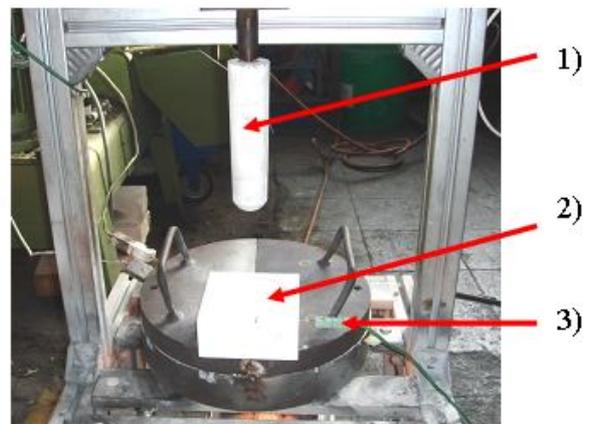
Im Rahmen der vorgesehenen Untersuchungen ist es wichtig, alle Einflussparameter konstant zu halten, um dadurch die Reproduzierbarkeit der Versuche zu ermöglichen.

Für die Gewährleistung gleicher Bedingungen bei jedem Versuch wurde ein Dosierungssystem mit keramischem Gießtümpel und Stopfen verwendet. Die verwendete Anlage (Bild 14) erlaubt es, den Gießvorgang zu steuern und damit reproduzierbare Gießbedingungen bei jedem Abguss abzusichern. Die Gießtemperatur wurde mit einer Genauigkeit von  $\pm 2$  °C und einer Kokillentemperatur von  $\pm 5$  °C geregelt. Das Thermoelement für die elektronisch gesteuerte automatische Öffnung des Stopfens wurde direkt im Gießtümpel eingebaut. Das Dosierungssystem ermöglicht eine konstante Schmelzmenge und Gießzeit bei jedem Abguss. Die Steuerung erfolgte mittels eines Mikroprozessors.



a) Versuchsaufbau

- 1) Keramischer Gießtümpel
- 2) Keramischer Stopfen
- 3) Thermoelement



b) Dosiersystem bei Öffnung des Stopfens

Bild 14. Versuchseinrichtung mit Dosierungssystem

### 3.1.2 Spiralkokille

Zur Bestimmung der Gießereigenschaften dienen verschiedenen Probenarten, die eine unterschiedliche Genauigkeit und Empfindlichkeit in den Veränderungen der Einflussfaktoren haben. Zur Ermittlung des Fließvermögens wurden Proben benutzt, mit denen sich Untersuchungen unter den gleichen Bedingungen durchführen lassen.

Erste Versuche zur Bestimmung des Fließvermögens wurden im Jahr 1902 durchgeführt [118]. Seit dieser Zeit wurden die Untersuchungsmethoden für die Bestimmung des Fließvermögens ständig verbessert. In der Gießerei wird eine Vielzahl von unterschiedlichen technologischen Proben benutzt.

Von der großen Anzahl der vorgeschlagenen Probenarten lassen sich zwei Typen festlegen: Abgüsse mit gleichbleibendem Querschnitt in Form von Stäben oder Platten; Abgüsse mit kompliziertem Profil in Form von Gittern, Bogen- oder III-förmigen Proben.

Die größte Verbreitung haben die Proben der ersten Ausführung gefunden. Die Abgüsse in Form von Stäben und von Spiralproben haben einen trapezförmigen Querschnitt. Diese Proben ermöglichen das Abgießen von langen Probestücken in verhältnismäßig kleinen Formen. Der Kennwert des Fließvermögens ist die Auslauflänge, die der Metallfluss in einem Kanal zurückgelegt hat. Die Kanäle können ganz verschiedene Formen haben: stab- oder spiralförmig, labyrinth- oder schraubenförmig, mit Schwerkraft- oder Vakuumfüllung. Dazu gehören auch die Proben mit mehreren Kanälen von unterschiedlichen Durchmessern, die aus einem gemeinsamen zentralen Einguss ausgefüllt sind. Mit Hilfe der Proben mit gleichbleibendem Querschnitt werden die Länge und der Querschnitt der Probe so eingestellt, dass das Metall beim Fließen erstarrt, ohne das Ende der Form zu erreichen [46; 82; 83; 114; 119-122].

Sehr breite Anwendung hat die Vakuum-Methode zur Ermittlung des Fließvermögens. Diese Methode hat *Ragone* im Jahre 1955 entwickelt und im Jahre 1957 patentiert. Das Gerät besteht aus einem Schmelztiegel, der mittels eines Glasrohrs mit einem Vakuumsystem verbunden ist. Das flüssige Metall fließt im Rohr unter Wirkung des Vakuums bis zur Erstarrung. Die Vakuum-Methode basiert auf der Messung der Auslauflänge in einem engen Kanal [98; 123-125].

Die Proben zweiter Ausführung beruhen auf demselben Grundprinzip wie die Proben erster Ausführung und zwar auf dem Vergleich der Abmessungen des in die Form nur teilweise ausfüllenden Abgusses. Der Unterschied besteht darin, dass das Metall beim

fließen seine Richtung schroff ändert, was mit einem bedeutenden hydraulischen Widerstand verbunden ist. Breite Anwendung der zweiten Ausführung hat die U-förmige Probe von *J.A. Nechendsi* und *A.M. Samarin* bekommen. Diese Probe kann man als komplexe Probe betrachten, weil sie erlaubt, bei kleiner Schmelzmenge mit dem Schwerkraft-, Vakuum- oder Druckausfüllen das Fließvermögen, das Speisungsvermögen und die Warmrissneigung gleichzeitig zu bestimmen [126-128]. Zu den komplexen Proben kann man auch die Versuchswerkzeuge für die Bestimmung der gießtechnologischen und mechanischen Eigenschaften zählen [129; 130].

Für die Ermittlung des Fließvermögens wurde in dieser Arbeit die Gießspirale benutzt (Bild 15). Diese Probe ermöglicht das Abgießen von langen Probestücken in kleinen Formen wegen der Krümmung des Stabes zu einer Spirale. Deshalb hat diese Probe sehr breite Anwendung gefunden und die große Anzahl von ihrer Variation wird schon im letzten halben Jahrhundert benutzt [99; 105; 108; 131-133].

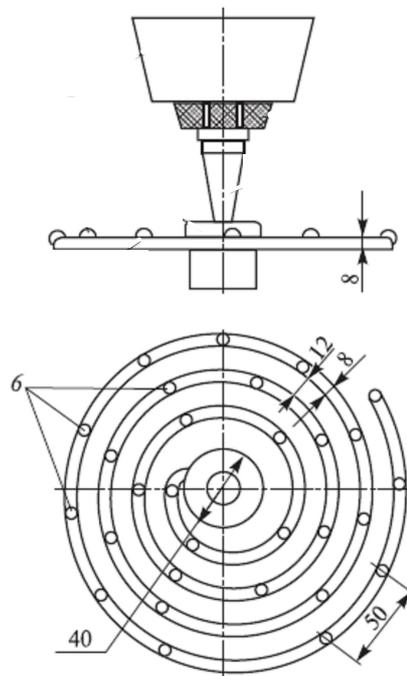


Bild 15. Schematische Darstellung der Spiralprobe nach GOST [134] zur Bestimmung des Fließvermögens

Die Anwendung dieser Probe hat keinen Bezug zur Herstellung von realen Gusstücken. Sie gibt keine Auskunft über Fragen wie: Wird die Form gefüllt? Kann man Gusstücke mit einer bestimmten Wandstärke herstellen? Wird das Metall vorzeitig erstarren? Das sind Fragen, die aktuell und sehr wichtig für den Gießer sind.

In dieser Probe erstarrt das Metall beim Fließen, ohne die Form vollständig zu füllen. Da nicht die gesamte Spirale ausgefüllt wird, ist es möglich, vergleichende Untersuchungen des Fließvermögens für verschiedene Legierungen durchzuführen. Auf diesem Grund wurde genau diese Probe für die eigenen Untersuchungen benutzt [2]. Das Versuchswerkzeug Spiralkokille und ein Beispiel der abgegossenen Probe sind auf dem Bild 16 dargestellt. Als Kenngröße für das Fließvermögen wird die Auslauflänge der Schmelze in der Spiralprobe ermittelt.

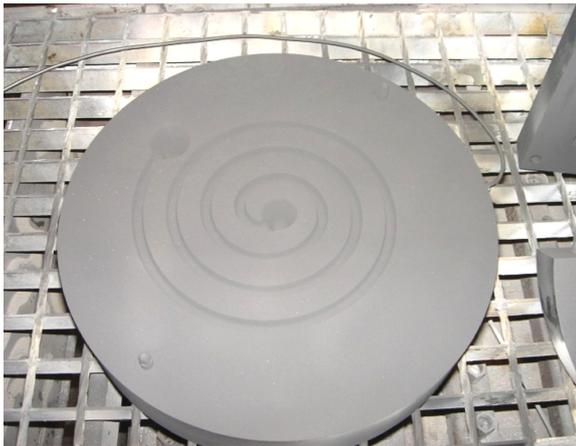


Bild 16. Versuchswerkzeug – Spiralkokille (links), Spiralprobe (rechts)

### 3.1.3 Kugelkokille

Zur Untersuchung des Formfüllungsvermögens dienen Proben, die schwierig zu füllende Bereiche aufweisen. Das sind Proben mit ungleichmäßigem Querschnitt. Diese Proben unterscheiden sich grundlegend von den Proben zur Bestimmung des Fließvermögens. Als Vergleichsgrundlage wird nicht die Länge des Stabes oder die Abmessung des Abgusses, sondern das Maß der Eindringtiefe des Metalls in einen sich stetig verengenden Querschnitt genommen. Sehr breite Anwendung haben Bolzen-, Kegel-, Keil- und Kugelproben für die Ermittlung des Formfüllungsvermögens bekommen [83; 108; 109].

Für die Ermittlung des Formfüllungsvermögens wurde in dieser Arbeit die Kugelprobe ausgewählt (Bild 17), weil sie die Möglichkeit gibt, die Fähigkeit der Legierung zur Füllung dünner Querschnitte zu untersuchen. Diese Probe hat folgende Vorteile [2; 83]:

- Das Volumen der zu untersuchenden Legierungen bleibt bei allen vergleichenden Untersuchungen praktisch gleich.

- Die Kugelprobe ermöglicht eine Aussage, welche Mindestwanddicke eines Gussstücks bei einem gegebenen Druck des Metalls gegossen werden kann.
- Der dynamische Druck beim Abgießen hat keinen Einfluss auf den Grad der Raumauffüllung unter der Kugel.

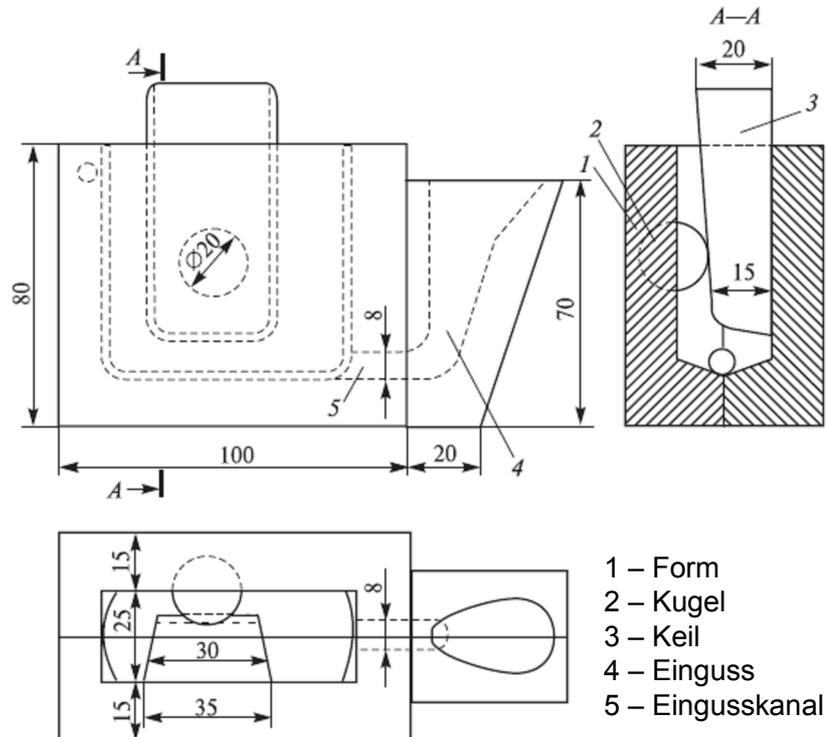


Bild 17. Schematische Darstellung der Kugelprobe nach A.G. Spasski [83]

Die Kugelprobe kann in Metall- oder Sandformen abgegossen werden. Bei dieser Probe berührt eine Halbkugel eine Fläche so, dass ein ringförmiger, sich zum Berührungspunkt verjüngender Hohlraum entsteht. Je nach dem Formfüllungsvermögen der Legierung entsteht ein größeres oder kleineres Loch, dessen Durchmesser oder Fläche ein Maß für das Formfüllungsvermögen ist. Im Falle der Benetzung der Form durch das flüssige Metall würden sich die Abmessungen der Öffnung einem Punkt nähern.

Auf dem Bild 18 sind das Versuchswerkzeug Kugelkokille und die abgegossene Probe dargestellt. Die Kokille besteht aus drei Teilen: zwei Hälften und einem Einsatz. An der einen Hälfte ist eine Kugel mit dem Durchmesser von 20 mm angebracht, die zweite Hälfte hat eine glatte Wand. Nach dem Zusammenlegen der beiden Formhälften wird der Einsatz von oben frei so in die Form eingelegt, dass er die Kugel in einem Punkt berührt. Das Metall fließt in den Hohlraum zwischen dem Einsatz und der Kugel. Es füllt den Raum nicht aus, sondern lässt eine Stelle frei. Als Wert für das Formfüllungs-

vermögen dient die nicht ausgefüllte Fläche in der Kugelprobe. Je kleiner diese Fläche ist, desto besser ist das Formfüllungsvermögen der Legierung.

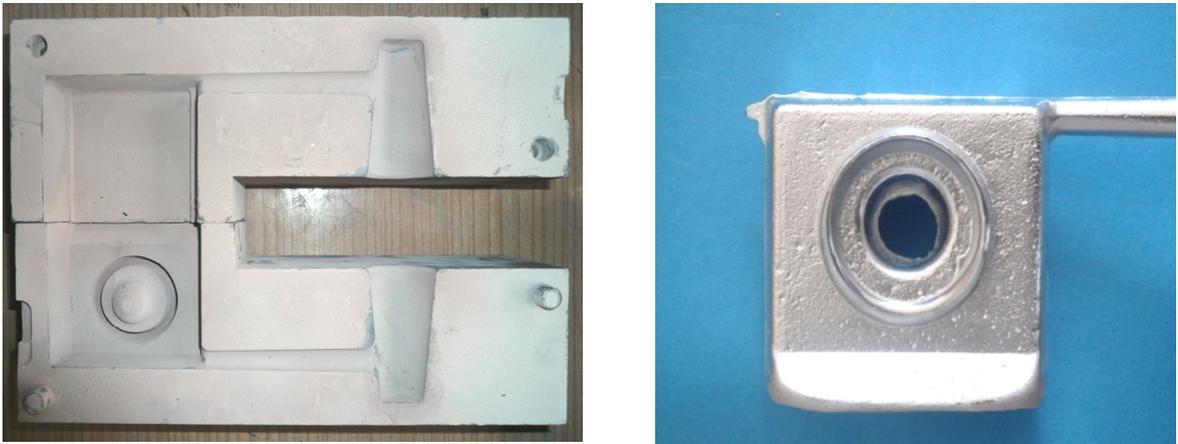


Bild 18. Versuchswerkzeug – Kugelkokille (links), Kugelprobe (rechts)

### 3.1.4 Stufenkeilkokille

Zur Untersuchung von Abkühlungsverhalten, Gefüge und mechanischen Eigenschaften existieren unterschiedliche Probengeometrien. Für die Untersuchungen des Einflusses unterschiedlichen Wandstärken auf die mechanischen Eigenschaften und des Zusammenhangs zwischen Erstarrung, Gefüge und den mechanischen Eigenschaften wurde die Stufenkeilkokille (Bild 19) ausgewählt. Diese Kokille hat vier verschiedene Wandstärken. Von der Stufe 1 bis zur Stufe 4 nimmt die Wandstärke von 6, 4, 3 auf 2 mm ab.

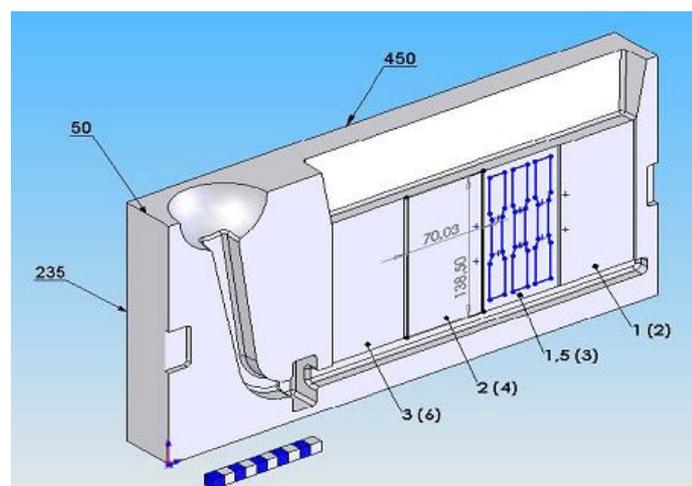


Bild 19. Versuchswerkzeug – Stufenkeilkokille

Bild 20 zeigt das Bauteil „Stufenplatte“. Die Stufenkeilkokille wurde auf solche Weise konstruiert und gefertigt, dass aus den einzelnen Stufen der Stufenplatte die Proben für

die metallographischen Untersuchungen und die Flachzugproben für die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften entnommen werden können.

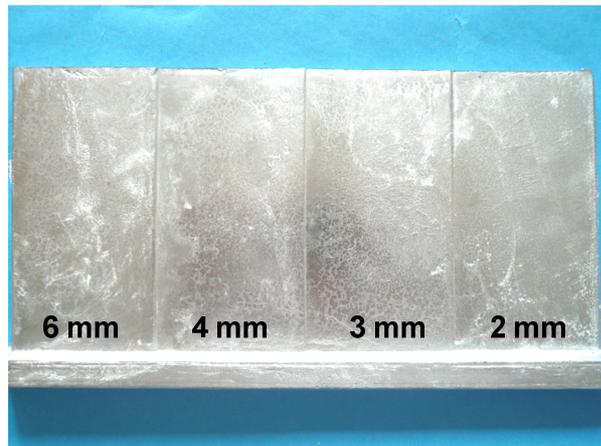


Bild 20. Stufenplatte

Nach der Konstruktion der Stufenkokille wurden die Formfüllungs- und Erstarrungsvorgänge mit Hilfe des Simulationsprogramm Flow-3D numerisch berechnet, um die Funktionalität der Stufenkokille zu überprüfen und die bestmöglichen Bedingungen für Gießtechnik und Fertigungsparameter zu ermitteln.

## 3.2 Virtuelle Bauteileentwicklung

### 3.2.1 Simulationsprogramme

Gießprozess-Simulationsprogramme werden schon seit vielen Jahren zur Prozessoptimierung in der Gießereiindustrie eingesetzt. Die neue Generation von Optimierungsoftware unterstützt den Gießer durch Lösungsvorschläge für optimale Prozessparameter oder die richtige Gießtechnik. Auf Basis der Simulation von Formfüllung, Erstarrung und Eigenschaftsvorhersagen durch Gießprozesssimulation werden automatisch die bestmöglichen Bedingungen für die Gießtechnik und die Fertigungsparameter ermittelt. Mit Hilfe einer numerischen Simulation ist es möglich, die qualitätsbestimmenden mechanischen Eigenschaften von Gussteilen bereits in der Entwicklungsphase vorherzusagen [135-138].

In der Gießerei am weitesten verbreitet ist die Software zur Simulation der Formfüll- und Erstarrungsvorgänge. Heutzutage sind die folgenden Gießsimulationsprogramme am bekanntesten und weit verbreitetsten: Pro-Cast, MagmaSoft, Flow-3D, SIMTEC/WinCast, SolidCast, FlowCast u.a. [139-143].

Im Rahmen dieser Arbeit wurden die Untersuchungen mit dem Gießsimulationsprogramm Flow-3D durchgeführt. Durch den Einsatz der Prozesssimulation können die Prozessabläufe dreidimensional (3D) definiert, berechnet und dargestellt werden. Durch Variation der Einzelparameter für die Simulation des Prozesses werden Abhängigkeiten und Wirkungen, Veränderungen in den Abläufen und im Gesamtergebnis deutlich und können so bewertet werden.

### 3.2.2 Simulation des Gießprozesses und Vorhersage der Legierungseigenschaften

#### **Modelkonzept**

Der erste Schritt ist die Simulation des Gießprozesses. Sie ermöglicht die genaue Analyse der Fließwege, der Verteilung und Füllung der Schmelze in der Formgeometrie. Auf diese Weise können mit der Simulation die Füllgeometrie und die Prozessparameter Zeit, Geschwindigkeit und Temperatur geändert und optimiert werden.

Die mechanischen Eigenschaften von Gussteilen wie Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Dehngrenze hängen von den strukturellen Gefügemerkmalen ab. Die Gefügemerkmale (SDAS, Korngröße, Porosität usw.) werden von der chemischen Zusammensetzung, der metallurgischen Behandlung der Legierung und den Bedingungen beim Abgießen beeinflusst. Bei den untereutektischen Al-Si-Legierungen ist eines der wichtigsten Merkmale der Sekundärdendritenarmabstand (SDAS). Alle Gefügemerkmale korrelieren mit der Erstarrungszeit. Mit zunehmender Erstarrungszeit nehmen der Dendritenarmabstand und das Porenvolumen zu. Durch die Simulation des Gieß- und Erstarrungsvorgangs können die mechanischen Eigenschaften prognostiziert werden [144; 145].

Die Abhängigkeit der SDAS von der lokalen Erstarrungszeit kann durch Formel (15) beschrieben werden [144; 145].

$$d_s = \alpha \cdot t_F^{1/\beta} \quad (15)$$

Wobei  $\alpha$  und  $\beta$  materialabhängige Parameter sind. Für die meisten Aluminiumlegierungen gilt:  $\alpha=10$ ,  $\beta=3$  [144].

Für die Berechnung der mechanischen Eigenschaften wurde die analytische Methode eingesetzt [145; 146]. Die Abhängigkeiten von 0,2%-Dehngrenze und Zugfestigkeit vom SDAS können durch die *Hall-Petch*-Gleichungen (16-17) beschrieben werden.

$$R_{p0,2} = K_1 + \frac{K_2}{\sqrt{d_s}} \quad (16)$$

$$R_m = K_3 + \frac{K_4}{\sqrt{d_s}} \quad (17)$$

Darin sind  $K_1$  bis  $K_4$  legierungsabhängige Konstanten. Diese wurden experimentell ermittelt.

Die Bruchdehnung wird aus Elastizitätsmodul  $E$ , Verfestigungsexponent  $n$ , Zugfestigkeit und Dehngrenze berechnet (18).

$$A = \frac{1}{E} \left( \frac{R_m}{R_{p0,2}^{1-n}} \right)^{1/n} \quad (18)$$

Die Gleichungen (15-18) können anhand einer Anwendungsfunktion in das Simulationsprogramm Flow-3D implementiert werden. Dies bietet die Möglichkeit, die mechanischen Eigenschaften vorherzusagen.

### ***Anwendung der Modelle. Vorhersage der Eigenschaften der Legierung***

Für die Untersuchungen des Einflusses von unterschiedlichen Wandstärken auf die mechanischen Eigenschaften wurde eine Stufenkeilkokille entwickelt. Die ersten Vorversuche wurden mit der AlSi7Mg0,3-Legierung durchgeführt, um den Einfluss der einzelnen Parameter zu beurteilen. Auf dem Bild 21 sind die Stufenproben mit Gussfehlern dargestellt. Nach der ersten praktischen Untersuchungen wurde festgestellt, dass das Giessystem noch bearbeitet werden muss. Beim Abgießen in die Form war die Strömungsgeschwindigkeit ungleichmäßig. Als Ergebnis konnte das Metall nicht die ganze Kokille ausfüllen. Das kann man deutlich bei der Stufe mit der Wandstärke 2 mm sehen. Die Legierung war erstarrt, bevor die Form von Metall vollständig ausgefüllt wurde.

Beim Abgießen muss man beachten, dass keine Turbulenzen in der Schmelze entstehen. Damit wird die Gefahr von Oxideinschlüssen weitgehend vermieden. Aber die Temperatur der Legierung am Ende der Formfüllung soll möglichst noch oberhalb der Liquidustemperatur liegen, um die Bildung von Kaltläufen zu vermeiden.

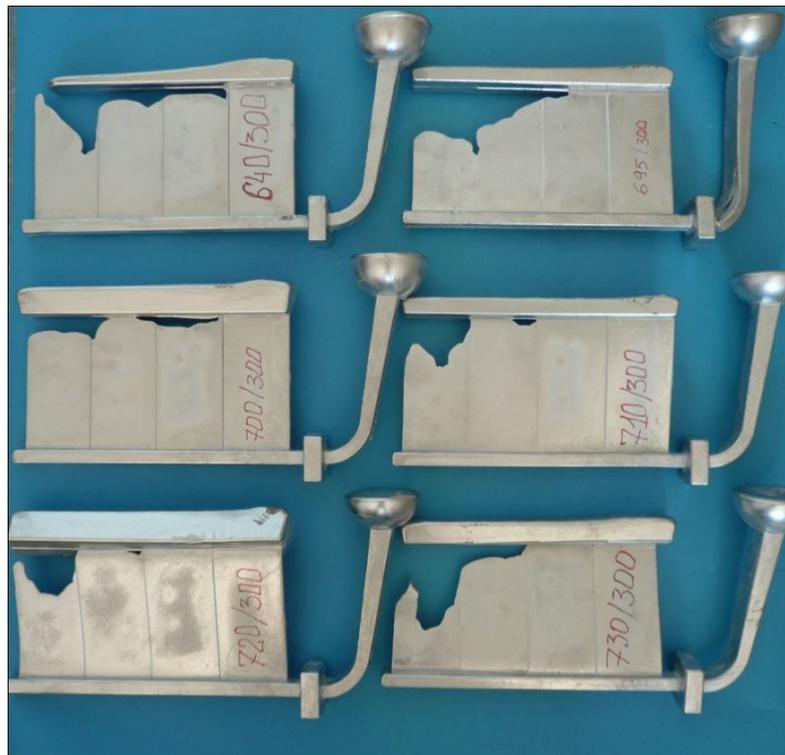


Bild 21. Die Stufenkeilproben mit Gussfehler

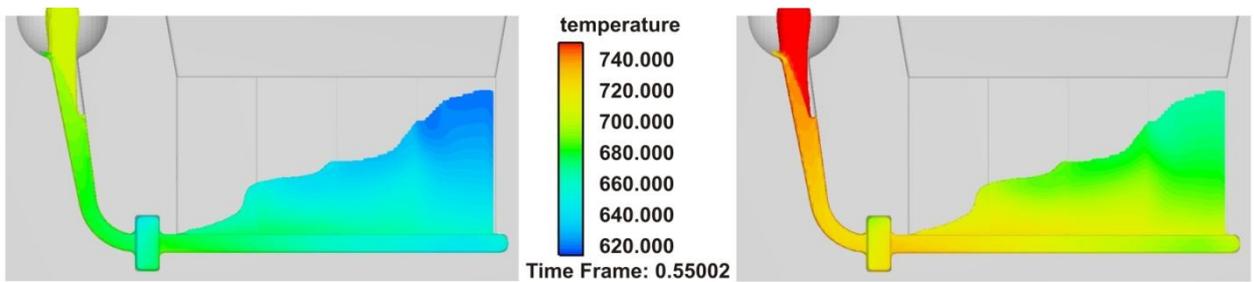
#### *Formfüllungs- und Erstarrungssimulation*

Für die Simulation der Versuchswerkzeuge wurde die Simulationssoftware Flow-3D verwendet. Zuerst erfolgte die Formfüllungs- und Erstarrungssimulationen der Legierung in der Stufenkokille. Die Formfüllungssimulation gibt Aufschluss über das Füllverhalten, den Temperaturverlust der Schmelze während der Formfüllung sowie über die Entstehung von Kaltfließstellen. Die Erstarrungssimulation gibt Aufschluss über das Erstarrungsverhalten. Dabei spielt die Gussteilgeometrie eine bedeutende Rolle. Die Erstarrungssimulation wurde für zwei unterschiedliche Varianten durchgeführt, um die unterschiedliche Temperaturverteilung im Formhohlraum besser berücksichtigen zu können. Für die Simulation wurden die in dieser Arbeit verwendeten maximalen und minimalen Temperaturen ausgewählt:

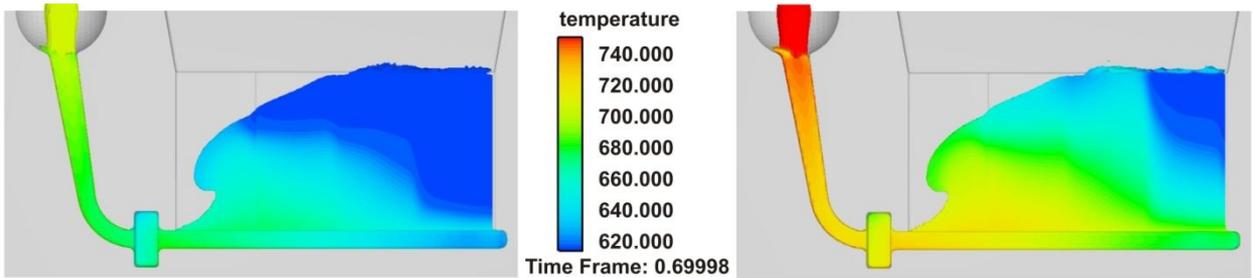
Variante 1: Gießtemperatur 700 °C und Kokillentemperatur 250 °C (GT:700, KT:250)

Variante 2: Gießtemperatur 740 °C und Kokillentemperatur 300 °C (GT:740, KT:300)

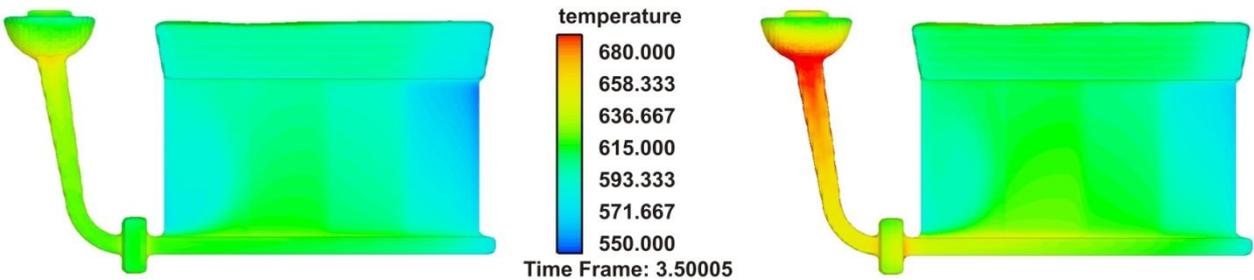
Im Bild 22 ist die Formfüllungssimulation dargestellt.



a) Formfüllung nach 0,55 Sekunden



b) Formfüllung nach 0,7 Sekunden



c) Formfüllung nach 3,5 Sekunden

Bild 22 (a,b,c). Formfüllungssimulation der Legierungen in der Stufenkokille. GT: 700, KT: 250 (links); GT: 740, KT: 300 (rechts)

Aus den Ergebnissen der Simulation wurden notwendige Korrekturen der Versuchsfornkonstruktion ermittelt. Um Gussfehler zu vermeiden, wurde für ein gleichmäßiges Ausfüllen der Form das Dosierungssystem eingesetzt (s.o.).

Die Formfüllungssimulation (Bild 22 a) und b)) zeigen das gleichmäßige Ausfüllen der Form vom heißen Metall von unten nach oben. Nach 3,5 Sekunden (Bild 22 c)) war die Form völlig ausgefüllt.

Im Bild 23 ist die Erstarrungssimulation dargestellt.

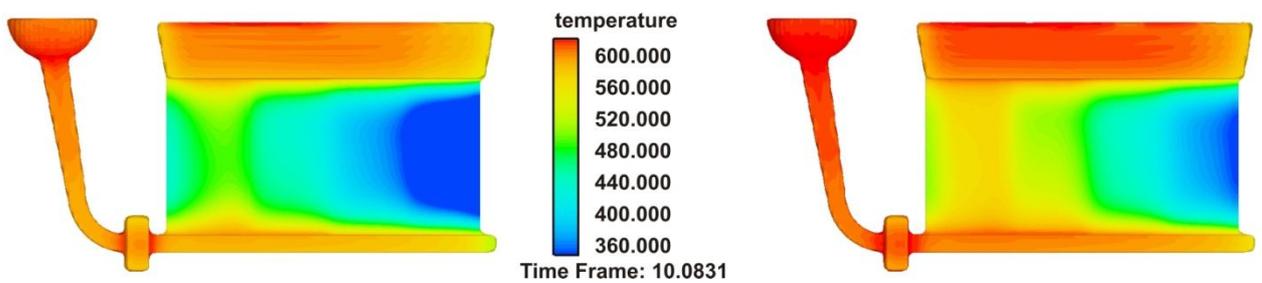


Bild 23. Erstarrungssimulation der Legierungen in der Stufenkokille. GT: 700, KT: 250 (links); GT: 740, KT: 300 (rechts)

Die Erstarrungssimulation zeigt die Erstarrung des Gießsystems in seiner Form und Temperaturverteilung im Formhohlraum. Diese Charakteristiken helfen bei der Bestimmung von Wärmezentren, Eigenspannungen und Verlauf der Abkühlung.

Aus den Simulationsergebnissen kann man keine größeren Problembereiche erkennen. Die Bilder zeigen die unterschiedliche Erstarrung in der Stufenkokille. Das bedeutet, dass von der letzten Stufe (2mm) die gleichmäßige Abkühlung ausgeht und danach eine gleichmäßige Erstarrung folgt. Die dünneren Wände kühlen sehr schnell ab.

#### *Simulation des SDAS*

In dieser Arbeit wurden die Prozessparameter wie Gieß- und Kokillentemperatur für die Legierungen AlSi7Mg0,3 und AlSi11Mg variiert, um die optimale Gießparameter zu bestimmen. Die Proben wurden von jeder Legierung mit der Gießtemperatur von 700 bis 740 °C und Kokillentemperatur von 250 und 300 °C gegossen. Für die Untersuchung des Zusammenhangs zwischen Erstarrung, Abkühlung und mechanischen Eigenschaften wurde auch die numerische Simulation mit den gleichen Prozessparametern für die AlSi7Mg0,3-Legierung eingesetzt.

Die Simulation der Erstarrung ergibt über die Stufenkeilprobe verteilt verschiedene lokale Erstarrungszeiten (Bild 24). Aus dem funktionellen Zusammenhang zwischen SDAS und lokaler Erstarrungszeit wurde der SDAS für jede Stelle der Stufenprobe berechnet. Die Ergebnisse sind in Bild 25 dargestellt.

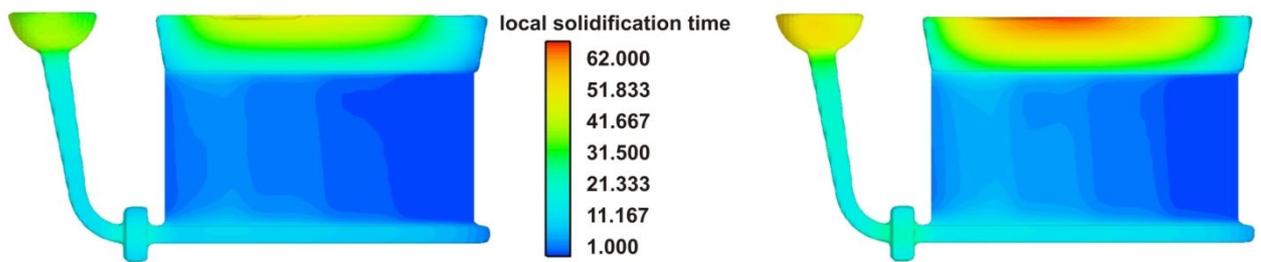


Bild 24. Lokale Erstarrungszeit. GT: 700, KT: 250 (links); GT: 740, KT: 300 (rechts)

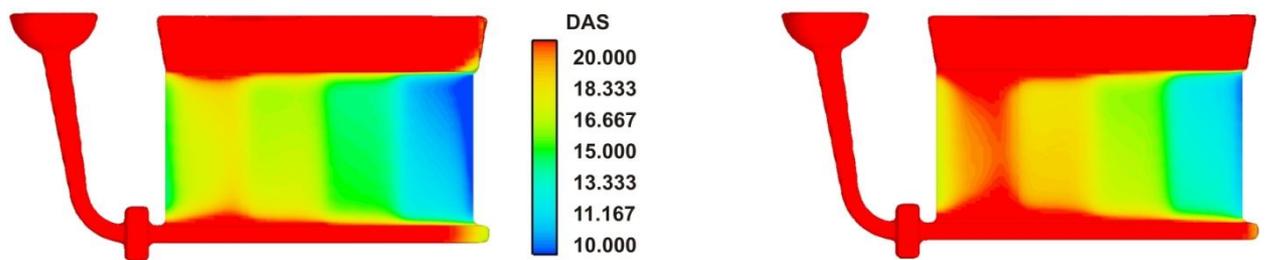


Bild 25. Berechneter SDAS. GT: 700, KT: 250 (links); GT: 740, KT: 300 (rechts)

Der Dendritenarmabstand in einem Gussteil hängt sowohl von der Konstruktion als auch von den Prozessparametern ab. Die Ergebnisse der Simulation zeigen, dass die Wandstärken einen großen Einfluss auf den SDAS haben. Die Werte liegen wegen der schnelleren Erstarrung und Abkühlung der dünnen Stufen im Bereich von 10 bis 20  $\mu\text{m}$ .

## 4 Durchgeführte Untersuchungen

### 4.1 Werkstoffauswahl

Die Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften im Bereich der Automobilindustrie, besonders bei der Herstellung der Karosseriestrukturbauteile aus Aluminiumlegierungen, werden immer höher. Die Verwendung dünnwandiger Bauteile im Karosseriebau kann einerseits maßgeblich zur Kraftstoff sparenden Gewichtsreduzierung beitragen, muss andererseits aber auch den Sicherheitsanforderungen an das Fahrzeug genügen.

Die Auswahl der Legierung ist daher ein sehr wichtiger Schritt, weil die chemische Zusammensetzung der Legierung sehr großen Einfluss auf die Eigenschaften hat. Die chemische Zusammensetzung liegt innerhalb bestimmter Toleranzen, die breite Grenzen hat. Je nach Zusammensetzung können sich die Eigenschaften der Legierungen gemäß Norm ändern, was sich sowohl auf die Gießeigenschaften als auch auf die mechanischen Eigenschaften auswirkt [147].

Für den Einsatz dünnwandiger Aluminiumgussbauteile in Karosseriebereich sollen die Legierungen hohe Festigkeitswerte bei gleichzeitig guten Dehnungseigenschaften mit hohem Korrosionswiderstand aufweisen. Diesen Anforderungen entsprechen die Vertreter der aushärtbaren Al-Si-Mg-Legierungen, die heutzutage vermehrte Anwendung in der Automobilindustrie finden.

Für diese Arbeit wurden zwei Al-Si-Legierungen ausgewählt. Die erste Legierung AlSi7Mg0,3 ist ein Vertreter der untereutektischen Legierungen, die zweite AlSi11Mg ein Vertreter der naheutektischen Legierungen. AlSi7Mg0,3 ist eine aushärtbare Legierung, die für das Sand-, Kokillen- und Niederdruckkokillengießen sehr gut geeignet ist. Gussteile aus AlSi7Mg0,3 zeichnen sich durch hohe Festigkeit und Zähigkeit aus. Die Korrosionsbeständigkeit ist gegen Wasser und Witterung ausgezeichnet, Schweißbarkeit und Spanungseigenschaften sind sehr gut [7].

AlSi11MgSr ist eine naheutektische aushärtbare Legierung mit hohen Festigkeitseigenschaften. Die Legierung besitzt eine hervorragende Korrosionsbeständigkeit gegen Witterung und Wasser und ist ausgezeichnet schweißbar. Spanbarkeit nach Aushärtung ist ebenfalls gut [7].

Die chemische Zusammensetzung der Legierungen ist in Tabelle 2 nach DIN EN 1706 dargestellt [148].

Tabelle 2. Chemische Zusammensetzung (Masse-%)

Bezeichnung	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
<b>AlSi7Mg0,3</b>	6,5-7,5	0,15	0,02	0,05	0,3-0,45	0,07	0,1-0,18
<b>AlSi11Mg</b>	10-11,8	0,15	0,02	0,05	0,1-0,45	0,07	0,15
<b>Rest Al; andere Beimengungen: einzeln 0,03, insgesamt 0,10</b>							

Diese zwei Legierungen wurden für das Kokillengießen unter dem Aspekt der Dünnwandigkeit bei hohen mechanischen Eigenschaften vergleichend untersucht.

## 4.2 Dichteprüfung

Die Bestimmung der Reinheit der Legierung (Schmelzequalität) vor dem Gießversuch erfolgte über die Bestimmung des Dichteindex, eine einfache Methode zur Ermittlung des Gasgehaltes von Aluminiumschmelzen.

Das Messprinzip bestand darin, dass aus einer Aluminiumschmelze zwei Proben von etwa 80 g entnommen und in kleine Probetiegel gegossen wurden. Eine Probe erstarrte an der Atmosphäre, die andere unter Vakuum in einem Unterdruck-Dichteprüfgerät (Bild 26) bei einem Unterdruck von 80 mbar. Die Erstarrungszeit der Probe lag bei 4 Minuten. Das Vakuum bewirkte ein Austreiben des Wasserstoffes aus der Schmelze. Dabei entstanden im Probekörper Poren, wodurch sich sein Volumen vergrößerte (Bild 27). Von beiden Proben wurde die Dichte nach dem Archimedischen Prinzip bestimmt. Anschließend wurden diese beiden Dichtewerte zueinander ins Verhältnis gesetzt. Der prozentuale Unterschied der Probendichten wird als Dichteindex bezeichnet (19).

$$\text{Dichteindex} = \frac{\rho_{\text{atm}} - \rho_{\text{vak}}}{\rho_{\text{atm}}} * 100 (\%) \quad (19)$$

$\rho_{\text{atm}}$  - Dichte der unter atmosphärischem Druck erstarrten Probe,

$\rho_{\text{vak}}$  - Dichte der unter 80 mbar erstarrten Probe.

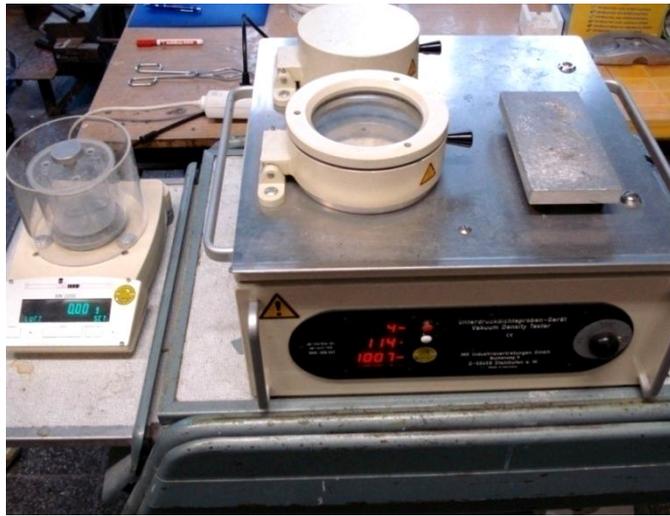


Bild 26. Unterdruck-Dichteprüfgerät



Bild 27. Die Proben für die Bestimmung des Dichteindex

Die unter atmosphärischem Druck erstarrte Probe hat ein dichteres Gussgefüge und somit eine höhere Dichte. Dagegen hat die unter Vakuum erstarrte Probe ein poriges Gussgefüge und eine geringere Dichte. Je kleiner der Dichteindex desto sauberer ist die Al-Schmelze.

Um Poren im Gussteil zu vermeiden, soll der Dichteindex vor dem Gießen kleiner als 4% sein. Bei hochwertigen Gussteilen können auch niedrigere Sollwerte vorgeschrieben werden, deshalb wurden alle Versuche bei Werten des Dichteindex unter 2 % durchgeführt.

### 4.3 Ermittlung der Gießtechnologischen Eigenschaften

Bei der Herstellung von qualitativ hochwertigen Aluminiumgussbauteilen mit Wandstärken unter 6 mm im Kokillengießverfahren spielen die gießtechnologischen Eigenschaften der Legierung eine bedeutende Rolle, weil das Einstellen einer ausreichenden Fließfähigkeit und der Konturwiedergabe sehr schwierig ist. Die gießtechnologischen

Eigenschaften hängen von vielen Faktoren ab, die mit dem vergossenen Metall, mit der auszufüllenden Form und den Bedingungen beim Abgießen zusammenhängen.

Viele Aspekte dieses Themas sind aber noch nicht vollständig erforscht. Der Zusammenhang zwischen dem Fließvermögen und dem Formfüllungsvermögen wurde noch nicht für die Al-Si-Legierungen überprüft. Deshalb wurden die Untersuchungen auf die Bestimmung des Einflusses verschiedenen Parameter auf die gießtechnologischen Eigenschaften von Aluminiumlegierungen und die Definition eines quantitativen Kriteriums zur Berechnung dieser Eigenschaften gerichtet.

#### 4.3.1 Fließvermögen

Um den Einfluss unterschiedlicher Parameter auf das Fließvermögen der Legierung zu untersuchen, wurde als spezielle Gießprobe die Gießspirale benutzt. Für die Bestimmung des Einflusses einzelner Parameter müssen die Gießbedingungen immer gleich sein. Deshalb wurde für die bessere Reproduzierbarkeit ein Versuchswerkzeug benutzt, das in Kapitel 3.1.1 beschrieben wurde. Bild 28 zeigt die Spiralkokille und das Dosierungssystem mit einem keramischen Stopfen und Tümpel. Die Schmelztemperatur wurde mittels eines eingebauten Thermoelements gemessen und die Versuchskokille mittels zweier Heizpatronen erwärmt.



Bild 28. Spiralkokille mit Dosierungssystem

Im Rahmen der Gießversuche wurden die Gießtemperatur und die Werkzeugtemperatur variiert, um die Abhängigkeit der gießtechnologischen Eigenschaften zu untersuchen und die unterschiedlichen Legierungen (AlSi7Mg0,3 und AlSi11Mg) zu vergleichen. Für diese Untersuchungen wurden folgende praxisnahe Temperaturen gewählt: Gießtemperatur 700, 720, 740 °C, Kokillentemperatur 250, 300 °C. Für jede Versuchseinrichtung wurden für jede Temperaturvariante 5 Proben gegossen.



Bild 29. Spiralprobe AlSi7Mg0,3 (links) und AlSi11Mg (rechts)

Das Fließvermögen wurde über die Auslauflänge der Schmelze in der Spiralprobe (Bild 29) gemessen. Es die Längen der verschiedenen Gießversuche wurden verglichen. Je länger die Spirale, desto besser das Fließvermögen.

Das Fließvermögen wurde als Mittelwert aus Fließlängen von 5 Proben nach Formel (20) und die Standardabweichung nach Formel (21) berechnet [149].

$$\bar{X} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n X_i \quad (20)$$

$$S_x = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (X_i - \bar{X})^2} \quad (21)$$

mit

$\bar{X}$  – Mittelwert der erhaltenen Daten,

$n$  – Anzahl der Einzelkomponenten,

$X_i$  – Einzelkomponente ( $i = 1$  bis  $n$ ),

$S_x$  – Standardabweichung der erhaltenen Werte.

Die Werte des Fließvermögens in Abhängigkeit von der Gieß- und Kokillentemperatur sind in Kapitel 10 für die Legierungen AlSi7Mg0,3- und AlSi11Mg dargestellt (Tabellen 8 und 9, siehe Anhang).

#### 4.3.2 Formfüllungsvermögen

Für die Bestimmung des Formfüllungsvermögens in Abhängigkeit von verschiedenen Prozessparametern wurde eine Kugelkokille benutzt. Für diese Kokille wurde auch ein Dosierungssystem für gleiche Bedingungen beim Abgießen wie bei der Spiralkokille benutzt. Die Erwärmung der Kokille erfolgt mittels zweier Heizpatronen (Bild 30).



Bild 30. Kugelkokille mit Dosierungssystem

Für die Untersuchung des Formfüllungsvermögens der Legierung in Abhängigkeit von den Prozessparametern wurde die Gieß- und Kokillentemperatur variiert. Die Gießtemperatur wurde von 700, 720 bis 740 °C und die Kokillentemperatur von 250 bis 300 °C variiert. Für jede Versuchseinrichtung wurden für jede Temperaturvariante und jede Legierung 5 Proben gegossen (Bild 31).

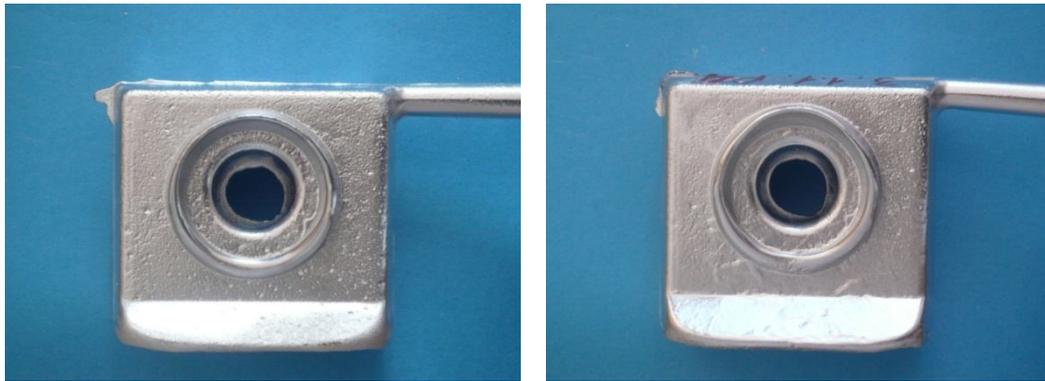


Bild 31. Kugelprobe AISi7Mg0,3 (links) und AISi11Mg (rechts)

Das Formfüllungsvermögen wurde als Durchbruchfläche in der Kugelprobe mittels Bildanalyse untersucht. Je kleiner die Durchbruchfläche, desto besser ist das Formfüllungsvermögen der Legierung.

Die Vermessung der nicht ausgefüllten Fläche erfolgte mittels Bildanalyse unter Vergrößerung (Freeware Datinf Measure Bild 32). Um den Meßfehler bei den Vermessungsverfahren zu verringern, wurde die Messung der nicht ausgefüllten Fläche fünfmal wiederholt. Die Abweichung bei der Vermessung lag in der Größe von  $\pm 0,95 \text{ mm}^2$ .

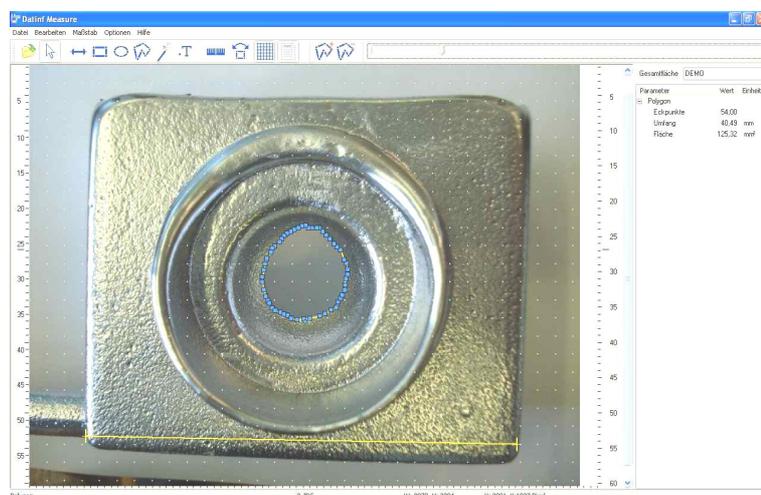


Bild 32. Softwaretool zur Auswertung der Fläche der Kugelproben

Das Formfüllungsvermögen wurde als Mittelwert aus Durchbruchflächen von 5 Proben nach Formel (20) und die Standardabweichung nach Formel (21) berechnet.

In den Tabellen 10 und 11 (siehe Anhang) sind die Messwerte der durchgeführten Untersuchungen mit der Kugelprobe dargestellt. Die Werte des Formfüllungsvermögens in Abhängigkeit von der Gieß- und Kokillentemperatur sind in Kapitel 10 für die Legierungen AISi7Mg0,3 und AISi11Mg dargestellt (Tabellen 12 und 13, siehe Anhang).

### 4.3.3 Definition eines „Gießindex“ als Kenngröße für das Gießvermögen einer Legierung

*Fließvermögen* und *Formfüllungsvermögen* sind zwei im einschlägigen Schrifttum bereits fest verankerte Begriffe, die das *Gießvermögen* einer Legierung kennzeichnen. Allerdings gibt es für diese gießtechnologisch bedeutsamen Eigenschaften noch keine klaren, physikalisch begründeten Definitionen oder gar Kenngrößen, welche die für die betreffende Eigenschaft relevanten Parameter enthalten. Zumeist werden dabei Fließvermögen und Formfüllungsvermögen als eigenständige Eigenschaften einer Legierung angesehen.

Wie aus den nachfolgenden Betrachtungen hervorgeht, beinhalten jedoch beide Begriffe eine gemeinsame Bezugsgröße, nämlich den Staudruck bzw. die zugehörige Kraft, die Trägheitskraft der strömenden Legierung, so dass es gerechtfertigt erscheint, beide üblicherweise getrennt untersuchten Eigenschaften durch eine übergreifende Kenngröße für das Gießvermögen zu beschreiben, welche als *Gießindex* bezeichnet wird.

Der Gießindex  $G$ , ausgedrückt durch eine dimensionslose Zahl, soll dabei umso größer sein, je besser das Fließ- und das Formfüllungsvermögen sind. Gleiches soll für die Kenngröße der beiden letztgenannten Eigenschaften gelten, die es noch zu bestimmen gilt. Dazu wird von folgender Definition ausgegangen:

$$\text{Gießindex } G = \text{Fließvermögen} \times \text{Formfüllungsvermögen}. \quad (22)$$

Als Kenngröße für das Fließvermögen einer Legierung kann die (dimensionslose) *Reynoldszahl* (23) gesetzt werden, und als physikalisch sinnvolles Merkmal für das Formfüllungsvermögen der reziproke Wert des Krümmungsradius  $R$  eines kugelförmigen Schmelzetropfens, also  $1/R$ . Denn ein Flüssigkeitstropfen füllt z.B. eine Ecke umso besser aus, je kleiner sein Radius ist.  $R$  ergibt sich aus dem sog. Kohäsionsdruck  $p$  des kugelförmigen Tropfens (24). Es gilt also:

$$Re = \frac{\rho v l}{\eta} \quad (23)$$

$$p = \frac{2\sigma}{R} \quad (24)$$

mit  $\rho$  - Dichte der Schmelze  
 $v$  - Strömungsgeschwindigkeit  
 $l$  - charakteristische Länge für den Strömungskanal  
 $\eta$  - dynamische Viskosität der Schmelze  
 $\sigma$  - Oberflächenspannung der Schmelze.

Für den Gießindex (22) erhält man damit (bei Vernachlässigung von Zahlenfaktoren):

$$G = Re \cdot \frac{L}{R} = \frac{\rho v l L}{\eta \sigma} \cdot p, \quad (25)$$

wobei – um dimensionslos zu bleiben – der Zähler zusätzlich mit einer Länge  $L$  multipliziert wurde, deren Produkt mit der Länge  $l$  von Formel (23) gleich der von der Schmelze durchströmten Querschnittsfläche ist:  $ll = A$ . Setzt man für den Druck  $p$  (24) z.B. den Schweredruck  $mgh$ , so folgt daraus für  $h$  die kapillare Steighöhe. Da es sich hier jedoch nicht um einen statischen, sondern bei der Formfüllung um einen dynamischen Vorgang handelt, wird für  $p$  in (25) der dynamische Druck (Staudruck)  $p = \rho v^2$  gesetzt, womit man erhält (26):

$$G = \frac{\rho^2 v^3 l L}{\eta \sigma}. \quad (26)$$

Dieser Ausdruck kann – als Produkt aus der Reynoldszahl (23) und der sog. *Weberzahl* (27)

$$We = \frac{\rho v^2 L}{\sigma} \quad (27)$$

geschrieben werden, d.h., der Gießindex  $G$  erweist sich als Produkt aus Reynoldszahl und Weberzahl.

Kenngröße für das Fließvermögen ist demnach – wie oben bereits angesetzt – die Reynoldszahl  $Re$ , Kenngröße für das Formfüllungsvermögen die Weberzahl  $We$ .

Wird der Quotient für die Reynoldszahl (23) mit  $vL$  erweitert, erhält man wegen  $ll = A$ :

$$Re = \frac{\rho v^2 A}{\eta v L}, \quad (28)$$

wobei der Ausdruck im Zähler die Trägheitskraft (Staukraft = Staudruck mal Fläche) und der Ausdruck im Nenner die Reibungskraft (bei der Rohrströmung  $8\pi\eta\nu L$  mit  $L$  als Rohrlänge) beschreibt. Das Fließvermögen kann somit als Verhältnis von Trägheitskraft zu Reibungskraft definiert werden.

Erweitert man andererseits den Quotienten für die Weberzahl (27) mit der charakteristischen Länge  $l$ , so folgt daraus:

$$We = \frac{\rho v^2 A}{l\sigma}, \quad (29)$$

mit der Kapillarkraft  $l\sigma$  im Nenner (Haftkraft der Schmelze an der Randlinie  $l$  des Strömungskanals), d.h., das Formfüllungsvermögen erweist sich als Verhältnis von Trägheitskraft zu Kapitalkraft. Beide Eigenschaften, Fließvermögen und Formfüllungsvermögen, haben also in Form der Trägheitskraft (im Zähler des Bruchs) eine gemeinsame Bezugsbasis, sie sind also nicht völlig unabhängig voneinander zu betrachten, auch wenn ihnen eine eigenständige Bedeutung zukommt. Diese Tatsache rechtfertigt die hier vorgenommene Verbindung beider Eigenschaften zu einem gemeinsamen neuen Merkmalsbegriff, zum Gießindex (26).

Der so berechnete Gießindex gilt jedoch nur für jeweils gleiche Strömungsverhältnisse. Lokale quantitative Werte für Gießindex erhält man nur, wenn im Zähler von Formel (28) und (29) durch eine Art Widerstandsbeiwert zusätzlich die konkrete Geometrie des Strömungskanals berücksichtigt wird.

### 4.3 Metallographische und strukturelle Untersuchungen

#### 4.3.1 Gefügeanalyse

Die dendritische Ausbildung des Gussgefüges ist bei Aluminiumgusslegierungen das am häufigsten vorherrschende Gefügemerkmal (Bild 33). Bei den AlSi-Gusslegierungen ist der sekundäre Dendritenarmabstand (SDAS) der wichtigste Gefügeparameter, von dem sowohl die statischen Festigkeitsgrößen als auch die Dauerfestigkeit eines Gussteils abhängen. Der Sekundärdendritenarmabstand (Bild 33) ist der Abstand zwischen den Armen der Dendriten. Je größer der SDAS ist, desto geringere mechanische Eigenschaften hat die Legierung.

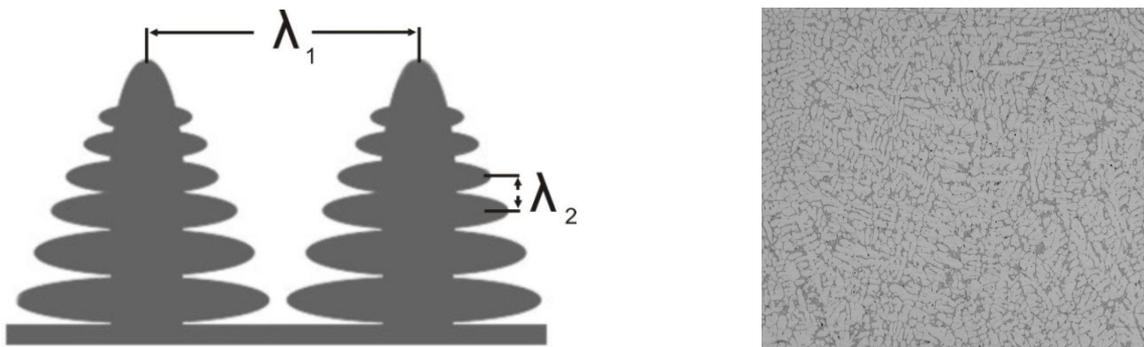


Bild 33. Schematische Darstellung der Dendriten:  $\lambda_1$  – primärer Dendritenabstand,  $\lambda_2$  – sekundärer Dendritenarmabstand SDAS (links); Dendritengefüge der Al-Si-Gusslegierung (rechts)

#### 4.3.2 Abgießen der Proben. Probenpräparation

Ziel der metallographischen Untersuchungen war die Ermittlung des SDAS sowie die Bestimmung des Einflusses unterschiedlicher Wandstärken sowie von Gieß- und Kokillentemperatur auf den SDAS und damit zugleich auf die mechanischen Eigenschaften.

Die metallographischen Untersuchungen wurden an den mittels Stufenkokille gegossenen Proben durchgeführt. Diese Proben wurden bei unterschiedlichen Gießparametern (Gießtemperatur: 700, 720, 740 °C, Kokillentemperatur: 250, 300 °C) gegossen.

Die Untersuchung des Gefüges der Aluminiumlegierungen wurde mittels eines Lichtmikroskops „Nikon“ an metallographischen Schlifflen durchgeführt, welche aus den einzelnen Stufen der Stufenplatte entnommen wurden. Diese Proben (Bild 34) wurden zuerst eingebettet, dann geschliffen und weiterhin poliert. Für die Messung des SDAS wurde die sog. lineare interception Methode genutzt.

Die SDAS-Messung wurde nur an Dendriten durchgeführt, die minimal fünf Dendritenarme hatten. Um den durchschnittlichen SDAS-Wert in einer Probe zu bestimmen, wurden 10 verschiedene primäre Dendriten mit mehr als fünf Nebenarmen ausgewählt und untersucht. Als Kriterium für die richtige Auswahl der Dendriten dienen der Mittelwert des SDAS und die Abweichung. Die Abweichung bei der Vermessung lag in der Größe von +/- 0,5  $\mu\text{m}$ .



Bild 34. Proben für die metallographischen Untersuchungen

Die Übersicht der gemessenen SDAS-Werte von Proben wird in Kapitel 5.2 vorgestellt.

#### 4.4 Bestimmung der mechanischen Eigenschaften

Die Herstellung von dünnwandigen Gussstücken aus Aluminiumlegierungen werden hohe Anforderungen gestellt. Die Reduktion der Wandstärke der Gussteile soll nicht zu niedrigeren mechanischen Eigenschaften führen. Deshalb wurden die mechanischen Eigenschaften der Legierungen unter dem Aspekt der Dünnwandigkeit untersucht.

##### 4.4.1 Abgießen der Proben

Die Untersuchungen erfolgten an den zwei in der Stufenkeil-Kokille gegossenen Legierungen AlSi7Mg0,3 und AlSi11Mg bei unterschiedlichen Gießparametern. Es wurden die Gießtemperatur und die Werkzeugtemperatur variiert, um den Einfluss nicht nur der Wandstärke, sondern auch der Gieß- und Kokillentemperatur auf die mechanischen Eigenschaften zu untersuchen. Die Gießtemperatur betrug 700, 720, 740 °C und die Kokillentemperatur 250 und 300 °C. Für jede Temperaturvariante wurden 3 Proben gegossen.

##### 4.4.2 Probenpräparation

Die Proben für die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften wurden in Stufenkokille gegossen. Diese Kokille wurde so konstruiert, dass aus den einzelnen Stufen der Stufenplatte drei Proben für Zugversuche entnommen werden konnten. Die Flachzug-

proben wurden mittels Wasserstrahlchneidmaschine herausgeschnitten (Bild 35). Die Zugprobengeometrie entsprach DIN 10002-1 (Bild 36) [150].

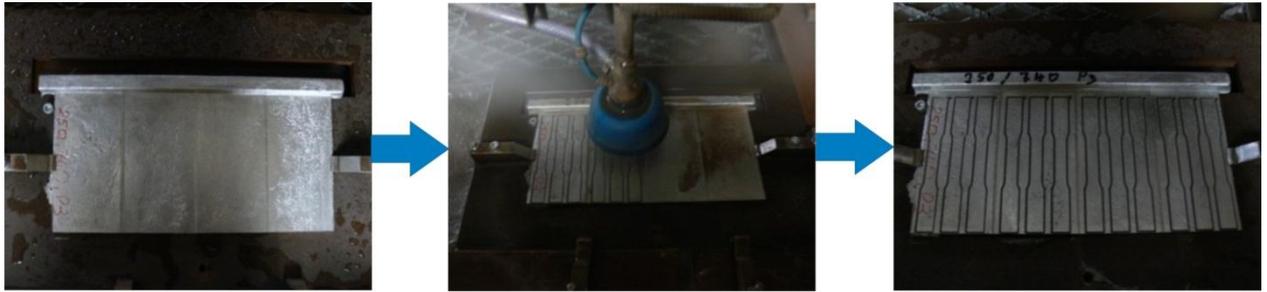


Bild 35. Entnahme der Proben mittels Wasserstrahlchneidmaschine

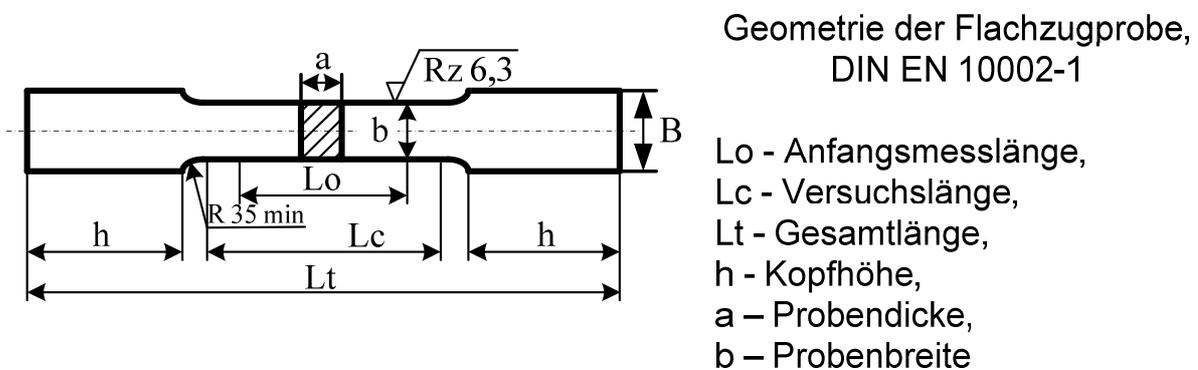


Bild 36. Schematische Darstellung der Flachzugprobe

#### 4.4.2 Zugversuche

Der Zugversuch ist ein klassisches Prüfverfahren, um die mechanischen Kennwerte von Metallen und Nichtmetallen zu bestimmen und gehört zu den statischen Festigkeitsprüfungen. Unter die wichtigsten Eigenschaften, die mit Hilfe eines Zugversuches ermittelt werden können, zählt man Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung. Im Allgemeinen dient dieser Versuch zur Untersuchungen des Werkstoffverhaltens unter einachsiger, über den Querschnitt gleichmäßig verteilter Zugbeanspruchung.

In dieser Arbeit wurde die Zugmaschine „Inspekt 250“ der Fa. Hegewald & Peschke eingesetzt. Alle Zugversuche wurden bei Raumtemperatur durchgeführt (Bild 37).

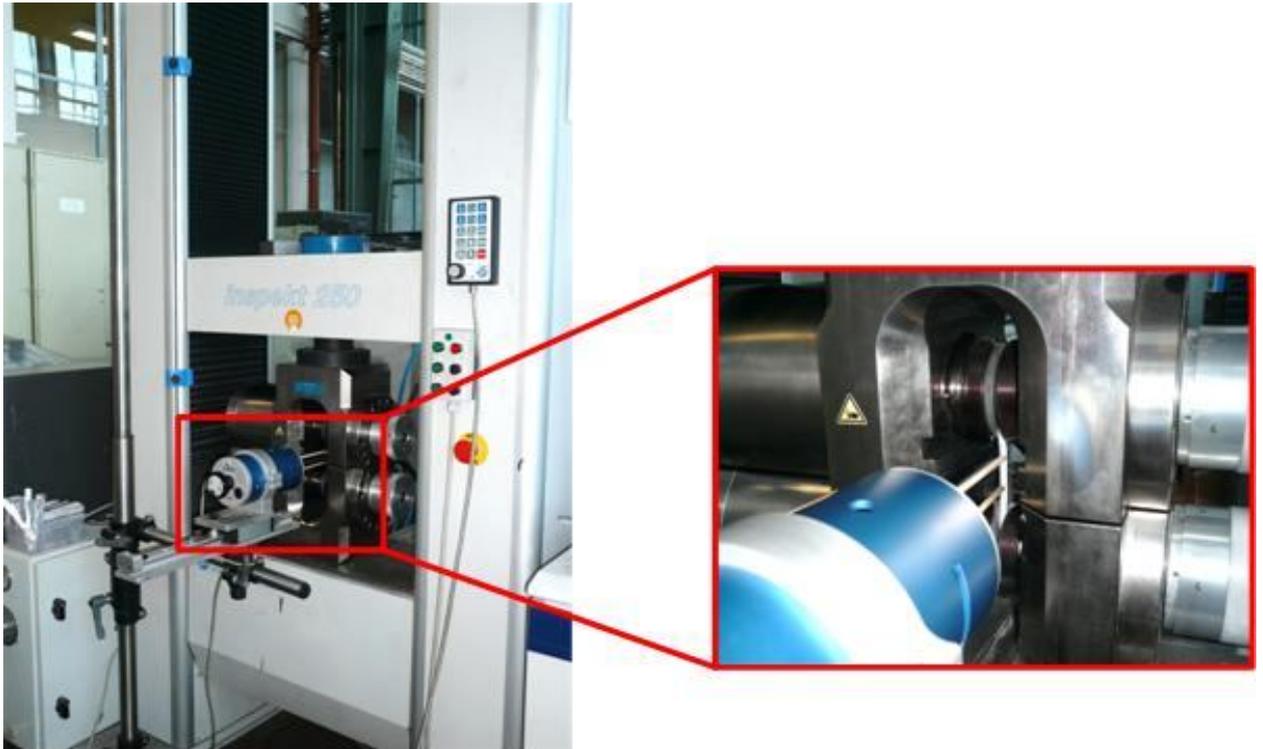


Bild 37. Zugmaschine

Alle Untersuchungen wurden unter gleichen Bedingungen laut DIN EN 10002-01 ausgeführt. Nach der Durchführung des Zugversuches wurden Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung der Legierungen ermittelt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen werden in Kapitel 5.3 graphisch und tabellarisch dargestellt.

## 5. Darstellung und Diskussion der Ergebnisse

Im folgenden Abschnitt werden die Untersuchungsergebnisse zur Ermittlung der gießtechnologischen Eigenschaften sowie die Ergebnisse der Gefügeausbildung und der mechanischen Eigenschaften dargestellt und diskutiert.

### 5.1 Gießeigenschaften

Gute Gießeigenschaften der Legierung sind eine Voraussetzung für die Herstellung qualitativ hochwertiger dünnwandiger Bauteile. Die gießtechnologischen Eigenschaften der Legierungen Fließvermögen und Formfüllungsvermögen, welche die Qualität eines Gussteils maßgeblich bestimmen, wurden unter dem Aspekt der Dünnwandigkeit in Abhängigkeit von den Prozessparametern Gieß- und Kokillentemperatur mittels Gießspirale und Kugelkokille vergleichend untersucht.

#### 5.1.1 Einfluss der Gieß- und Kokillentemperatur auf das Fließvermögen

Dazu wurden die Gießtemperaturen zwischen 700, 720 und 740 °C und die Kokillentemperatur zwischen 250 und 300 °C variiert, um die unterschiedlichen Lauflängen der Legierungen bei verschiedenen Temperaturen auswerten zu können. Die Ergebnisse der ermittelten Eigenschaften sind in Kapitel 10 (Tabellen 8 und 9, siehe Anhang) und graphisch in den Bildern 38 und 39 für die Legierung AlSi7Mg0,3 und in den Bildern 40 und 41 für die Legierung AlSi11Mg dargestellt.

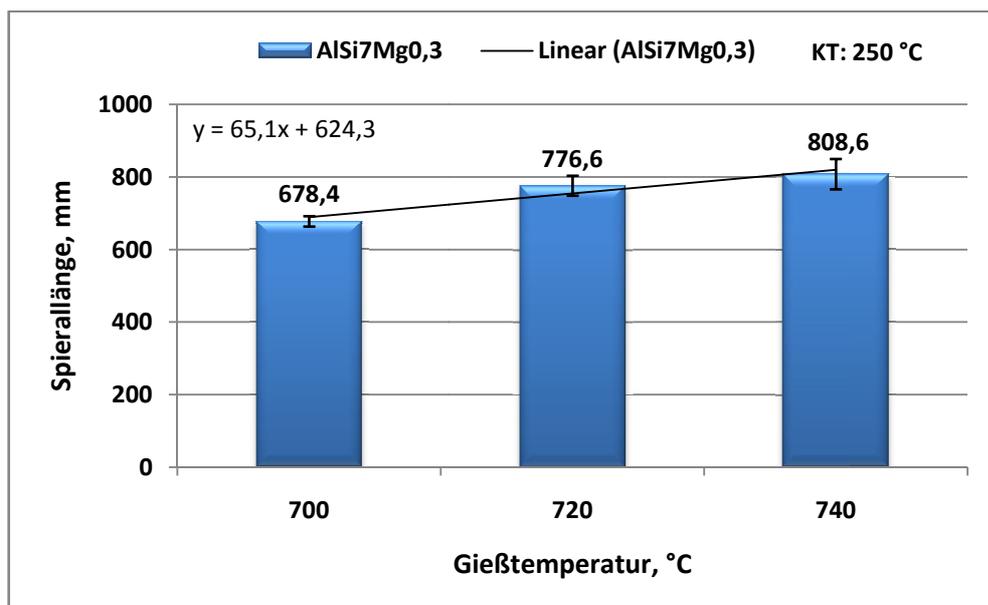


Bild 38. Einfluss der Gießtemperatur auf das Fließvermögen (erste Reihe mit der Kokillentemperatur 250 °C, AlSi7Mg0,3-Legierung)

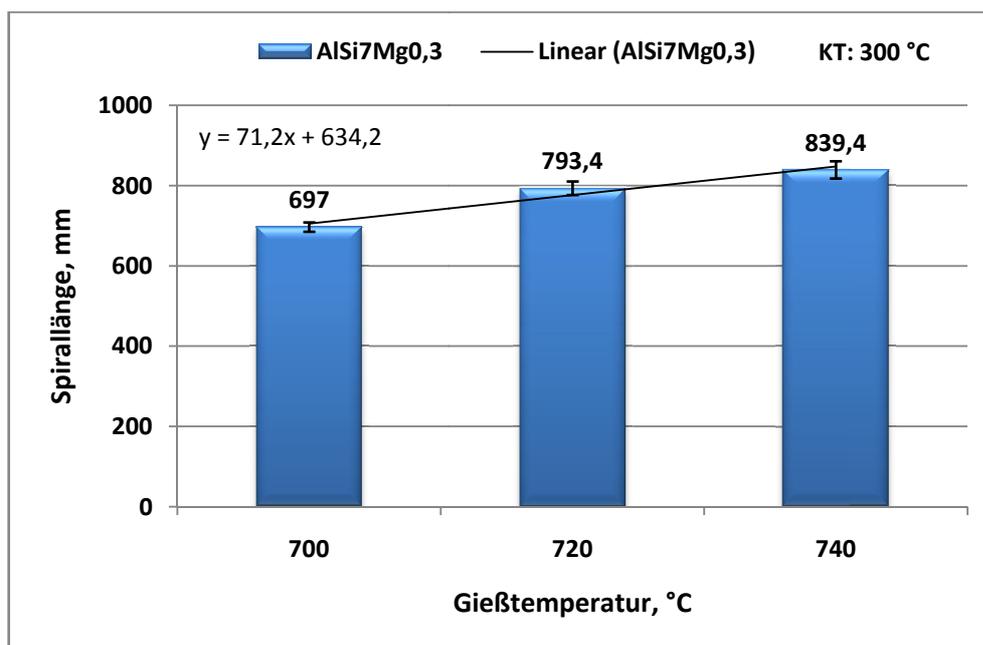


Bild 39. Einfluss der Gießtemperatur auf das Fließvermögen (zweite Reihe mit der Kokillentemperatur 300 °C, AlSi7Mg0,3-Legierung)

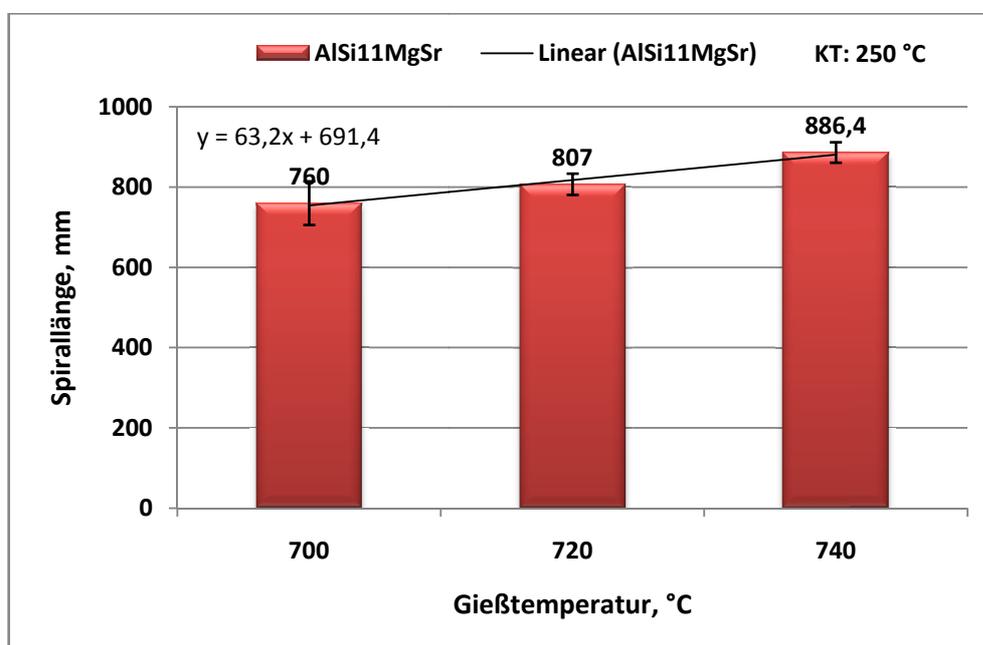


Bild 40. Einfluss der Gießtemperatur auf das Fließvermögen (erste Reihe mit der Kokillentemperatur 250 °C, AlSi11Mg-Legierung)

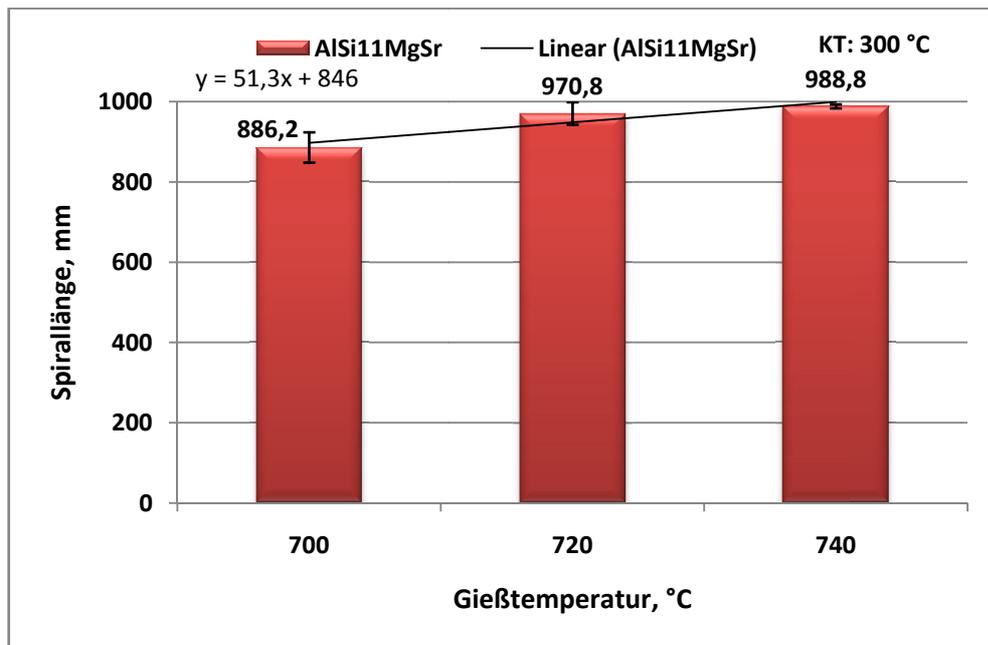


Bild 41. Einfluss der Gießtemperatur auf das Fließvermögen (zweite Reihe mit der Kokillentemperatur 300 °C, AlSi11Mg-Legierung)

Aus den Bildern 38-41 ist zu erkennen, dass die Gießtemperatur einen großen Einfluss auf das Fließvermögen hat. Dieses nimmt grundsätzlich mit steigender Gießtemperatur zu. Der Anstieg der Fließlänge erfolgt linear mit der Temperatur. Bei Erhöhung der Gießtemperatur um 1 °C bei konstanter Kokillentemperatur 250 °C erhöht sich im Intervall von 700 bis 740 °C die Fließlänge ungefähr um 0,5 %. Das betrifft sowohl die AlSi7Mg0,3- als auch die AlSi11Mg-Legierung. Bei der zweiten Versuchsreihe mit konstanter Kokillentemperatur von 300 °C kann man eine ähnliche Abhängigkeit des Fließvermögens von der Gießtemperatur beobachten.

Es wurden auch die Fließlängen der verschiedenen Legierungen verglichen. Auf dem Bild 42 ist die Abhängigkeit des Fließvermögens der AlSi11Mg-Legierung von den Prozessparametern im Vergleich zur AlSi7Mg0,3-Legierung dargestellt.

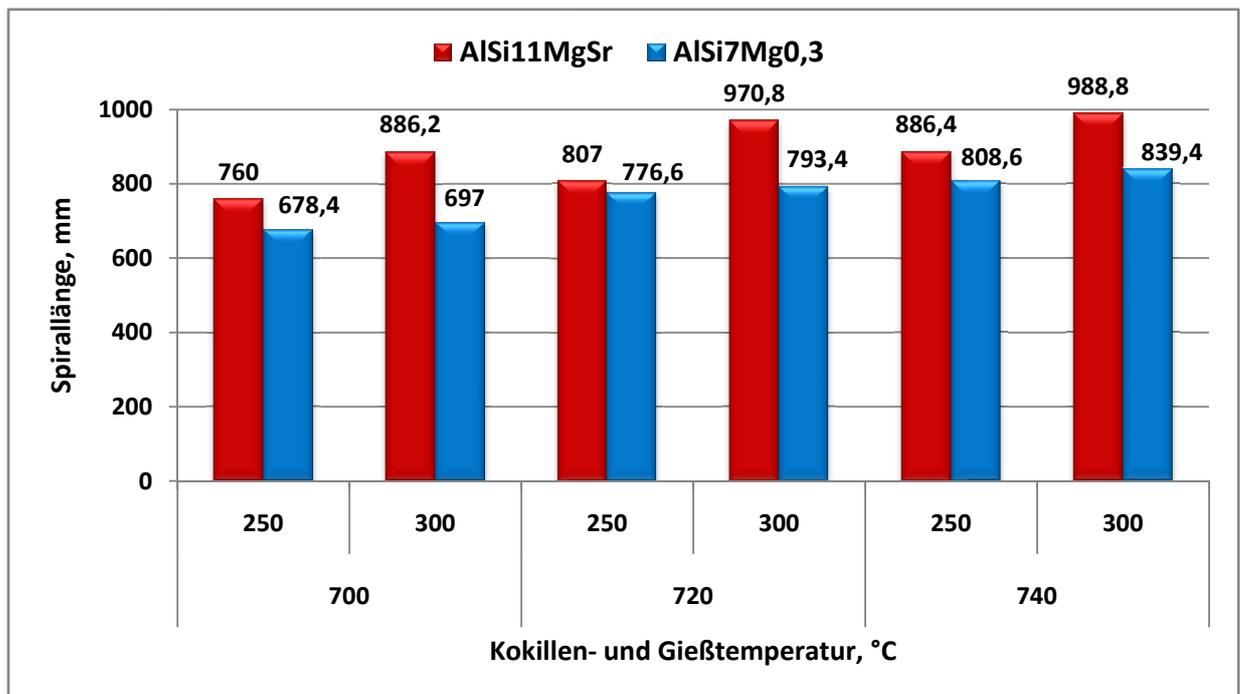


Bild 42. Einfluss der Gieß- und Kokillentemperatur auf das Fließvermögen (Vergleichsdiagramm)

In Bild 42 sind die Werte des Fließvermögens für beide Legierungen dargestellt. Aus dem Bild ist ersichtlich, dass das Fließvermögen der beiden Legierungen nicht nur von der Gießtemperatur, sondern auch von der Kokillentemperatur abhängig ist. Bei der Erhöhung der Kokillentemperatur erhöht sich auch das Fließvermögen der Legierung. Bei Erhöhung der Kokillentemperatur nimmt die Spirallänge bei der AlSi11Mg-Legierung stärker zu als bei der AlSi7Mg0,3-Legierung. Bei der Erhöhung der Kokillentemperatur von 250 auf 300 °C steigt die Spirallänge der AlSi7Mg0,3-Legierung um 2,7 % bei Gießtemperatur 700 °C, um 2 % bei 720 °C und um ca. 4 % bei 740 °C. Im Vergleich zu AlSi7Mg0,3 zeigt bei der Erhöhung der Kokillentemperatur von 250 auf 300 °C die AlSi11Mg-Legierung eine um 16 bis 20 % stärkere Zunahme der Spirallänge. Die maximalen Werte der Fließlänge erreichen die Legierungen bei der Versuchsvariante: Gießtemperatur 740 °C, Kokillentemperatur 300 °C.

Die Legierung AlSi11Mg weist also im Vergleich zu AlSi7Mg0,3 das bessere Fließvermögen auf. Der Unterschied beträgt 4 bis 20 % in Abhängigkeit von den Prozessparametern.

Dies hängt mit der Größe des Erstarrungsintervalls und dem Kristallisationstyp zusammen. Mit zunehmendem Legierungsgehalt, hier am Beispiel der AlSi-Legierungen, nimmt das Fließvermögen zuerst stark ab. Vom Reinmetall ausgehend wird der Metall-

fluss durch die mit zunehmendem Legierungsgehalt hervorgerufene rauhwandige und schwammartige Erstarrung zunehmend behindert. Mit Annäherung an die eutektische Zusammensetzung (12,5 % Silicium) steigt das Fließvermögen aufgrund der schalenbildenden Erstarrung des Eutektikums wieder an.

Verschiedene Gusslegierungen erreichen sogar bei kleiner Überhitzung eine niedrigere Viskosität. Aber bei der Formausfüllung kühlt die Legierung durch die hohe Wärmeleitfähigkeit sehr schnell ab, die Viskosität steigt dadurch schnell und die Beweglichkeit der Schmelze verringert sich dann wesentlich. Wenn bei Bewegung der Schmelze in Formkanäle die Überhitzungstemperatur so lange wie möglich hoch gehalten wird, kann man aus den Legierungen mit hoher Viskosität dünnwandigen Gussstücke erhalten. Die praktische Maßnahme zur Verbesserung des Fließvermögens ist die Verminderung des Wärmeübergangs zur Form durch die Anwendung von isolierenden Schichten. Solche Schichten halten die Schmelze länger auf Liquidustemperatur und tragen die Wärme nicht so schnell aus der Kokille nach außen.

### **5.1.2 Einfluss der Gieß- und Kokillentemperatur auf das Formfüllungsvermögen**

Das Formfüllungsvermögen wurde in Abhängigkeit von Gieß- und Kokillentemperatur für zwei Legierungen als Durchbruchfläche in der Kugelprobe (vgl. Abschnitt 4.3.2) untersucht. Hierzu wurden die Gießtemperaturen zwischen 700, 720 und 740 °C und die Kokillentemperatur zwischen 250 und 300 °C variiert.

Die Ergebnisse der ermittelten Eigenschaften sind in Kapitel 10 (Tabellen 12 und 13, siehe Anhang) und graphisch in Bild 43 für Legierung AlSi7Mg0,3 und in Bild 44 für die Legierung AlSi11Mg dargestellt.

Die experimentellen Ergebnisse bei der Ermittlung des Formfüllungsvermögens in Abhängigkeit von der Gießtemperatur zeigten bei den beiden Legierungen keine signifikanten Unterschiede in den Durchbruchflächen der Kugelprobe. Alle Werte liegen im gleichen Bereich. Die Werte der Durchbruchflächen haben sich bei Veränderung der Gießtemperatur nur minimal geändert. Die Mittelwerte schwanken zwischen 134 mm<sup>2</sup> und 156 mm<sup>2</sup> bei der AlSi7Mg0,3-Legierung und zwischen 139 mm<sup>2</sup> und 150 mm<sup>2</sup> bei der AlSi11Mg-Legierung. Aus den Diagrammen kann man keine bestimmte Abhängigkeit des Formfüllungsvermögens von der Gießtemperatur erkennen. Das bedeutet, dass eine höhere Gießtemperatur nicht zu einer besseren Konturausfüllung durch die Legierung führt.

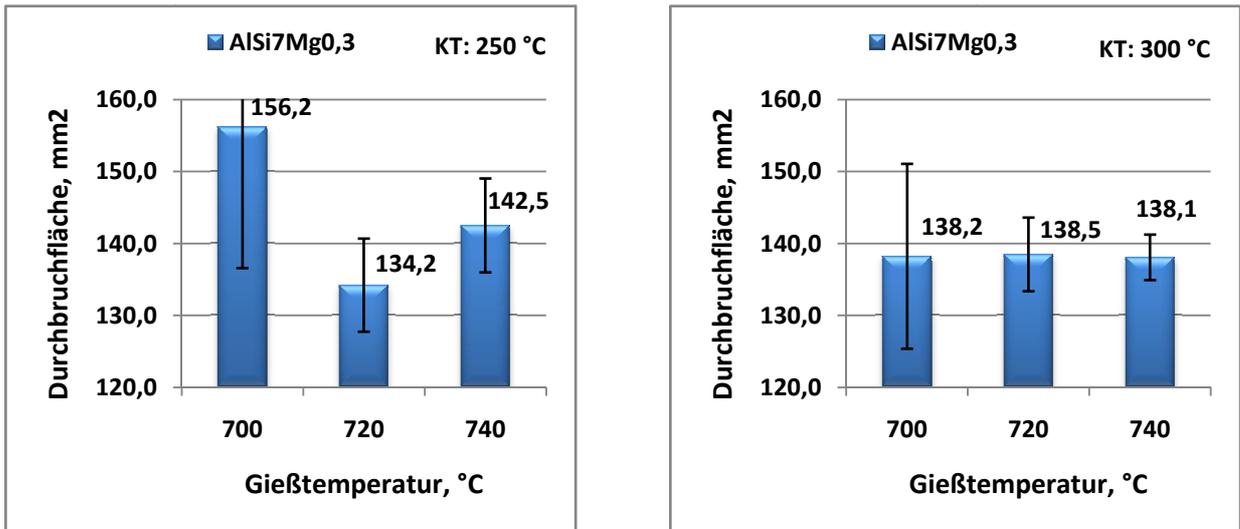


Bild 43. Einfluss der Gießtemperatur auf das Formfüllungsvermögen (links: erste Reihe mit der Kokillentemperatur 250 °C; rechts: zweite Reihe mit der Kokillentemperatur 300 °C, AISi7Mg0,3-Legierung)

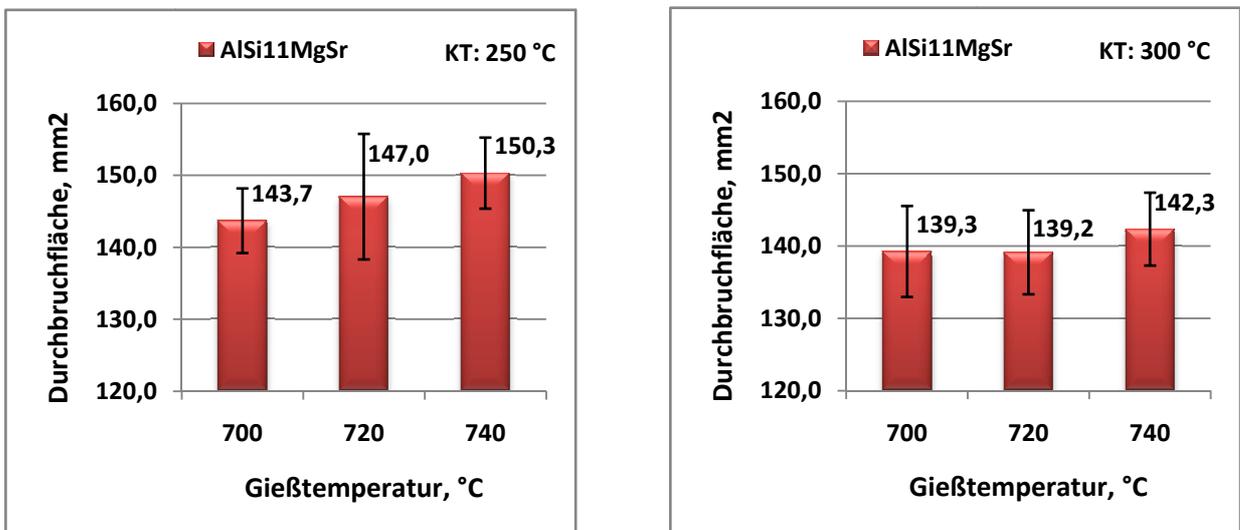


Bild 44. Einfluss der Gießtemperatur auf das Formfüllungsvermögen (links: erste Reihe mit der Kokillentemperatur 250 °C; rechts: zweite Reihe mit der Kokillentemperatur 300 °C, AISi11Mg-Legierung)

Aus den Bildern 43 und 44 ist auch ersichtlich, dass beide Legierungen bei der höheren Kokillentemperatur von 300 °C ein besseres Formfüllungsvermögen (kleinere Durchbruchfläche) zeigen als bei der Kokillentemperatur von 250 °C. Prozentual gese-

hen verbessert sich durch die Erhöhung der Kokillentemperatur das Formfüllungsvermögen bei AlSi7Mg0,3 um 3 bis 10 % und bei AlSi11Mg um 3 bis 5 %.

In Bild 45 ist die Abhängigkeit der Formfüllungsvermögen der AlSi11Mg-Legierung von den Prozessparametern im Vergleich zur AlSi7Mg0,3-Legierung dargestellt.

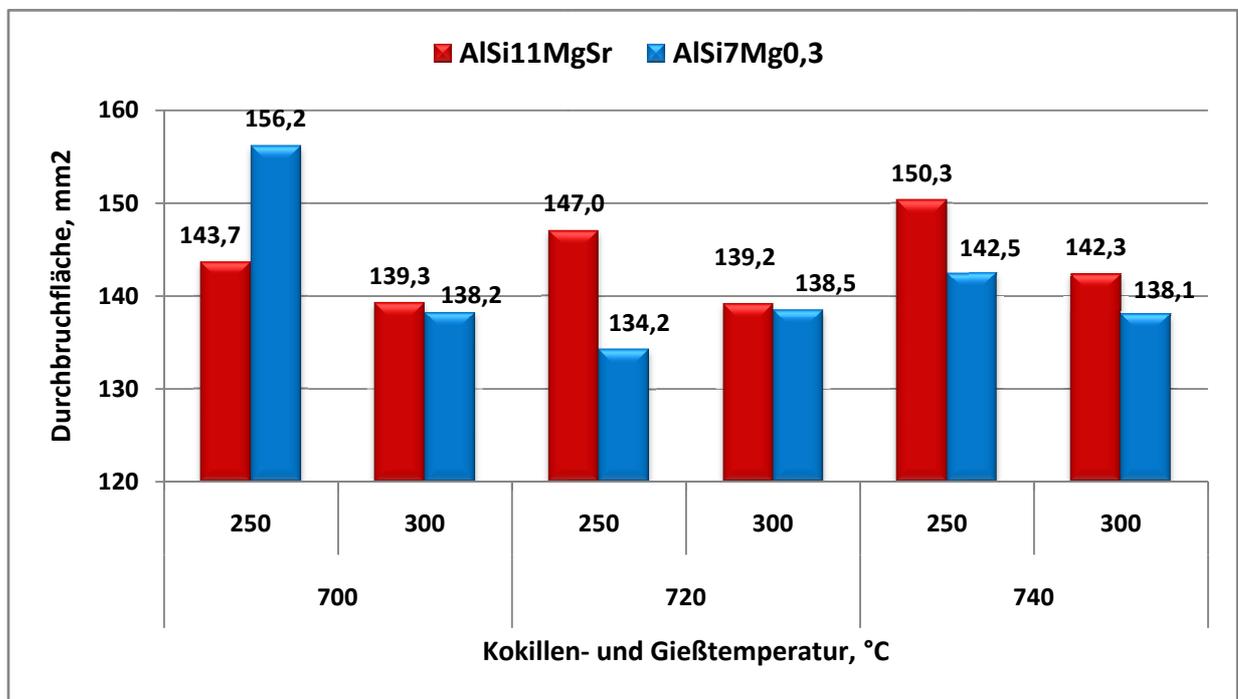


Bild 45. Einfluss der Gieß- und Kokillentemperatur auf das Formfüllungsvermögen (Vergleichsdiagramm)

Aus diesem Bild ist ersichtlich, dass die AlSi7Mg0,3-Legierung im Vergleich zu AlSi11Mg das um 0,5 bis 8 % bessere Formfüllungsvermögen aufweist. Eine Ausnahme bildet die erste Versuchsvariante (Gießtemperatur 700 °C, Kokillentemperatur 250 °C). In diesem Fall zeigt die AlSi11Mg-Legierung ein um 8 % besseres Formfüllungsvermögen.

Eine Besonderheit der Kugelprobe besteht darin, dass sie die Möglichkeit bietet, den minimalen Querschnitt der Form zu ermitteln, der von einer Legierung bei bestimmten Prozessparametern ausgefüllt wird. Das ist besonders wichtig bei der Herstellung von dünnwandigen Gusstücken. Solcherweise ergänzen sich Spiral- und Kugelprobe bei der Untersuchung des Ausfüllens von dünnen Querschnittsformen.

## 5.2 Metallographische Untersuchungen und strukturelle Untersuchungen

Für die Gefügeuntersuchungen und die Untersuchung der mechanischen Eigenschaften wurde die aus der Literatur bekannte Stufenkeilprobengeometrie ausgewählt. Die Probengeometrie erlaubt den Zusammenhang zwischen Erstarrung, Gefüge und den mechanischen Eigenschaften der dünnen Wandstärken zu berücksichtigen.

### 5.2.1 Sekundärdendritenarmabstand

Der Sekundärdendritenarmabstand (SDAS) ist ein wichtiger Gefügeparameter einer Legierung. Es ist bekannt, je größer SDAS ist, desto geringere mechanische Eigenschaften besitzt die Legierung. Der SDAS ist ein Qualitätsparameter für die Al-Legierung und wurde für die Legierungen AlSi7Mg0,3 und AlSi11Mg bestimmt.

Auf dem Bild 46 ist das Gefüge des Stufenkeils für die einzelnen Stufen dargestellt. Aus diesem Bild kann man ersehen, dass alle vier Schriffe eine sehr feine Struktur haben. Der SDAS wurde für die Werkzeugtemperatur 250 und 300 °C bei den Gießtemperaturen 700, 720 und 740 °C untersucht. Eine Übersicht der gemessenen SDAS-Werte von Proben aus der Stufenkokille enthalten die Tabellen 3 und 4.

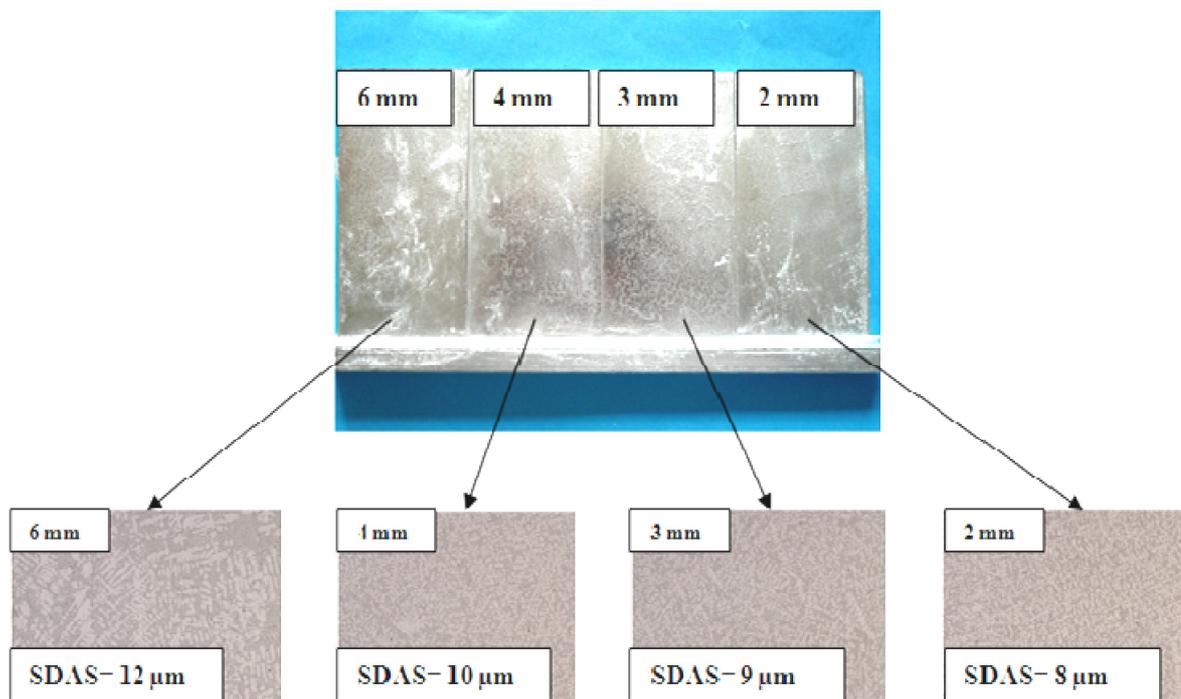


Bild 46. Experimentell ermittelter Sekundärdendritenarmabstand

Tabelle 3. SDAS-Werte der AlSi7Mg0,3-Legierung

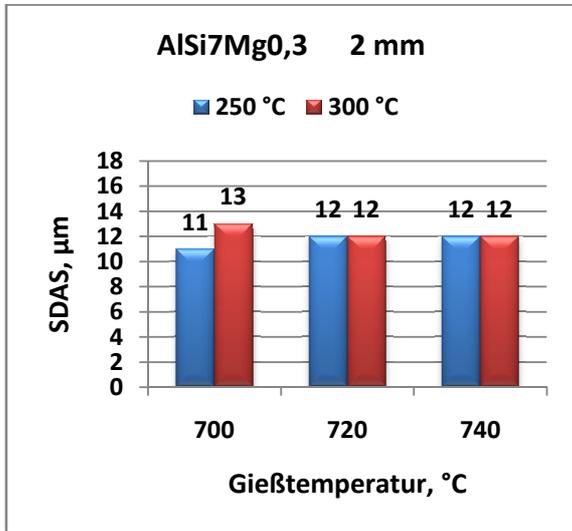
Bezeichnung	Kokillientem-r, °C	Gießtem-r, °C	Wandstärke, mm	SDAS, µm
AlSi7Mg0,3	250	740	2	12
			3	13
			4	13
			6	15
		720	2	12
			3	13,5
			4	14,5
			6	16
		700	2	11
			3	12
			4	12
			6	16
	300	740	2	12
			3	13
			4	14
			6	16
		720	2	12
			3	13
			4	14
			6	16
		700	2	13
			3	13
			4	13
			6	17

Tabelle 4. SDAS-Werte der AlSi11Mg-Legierung

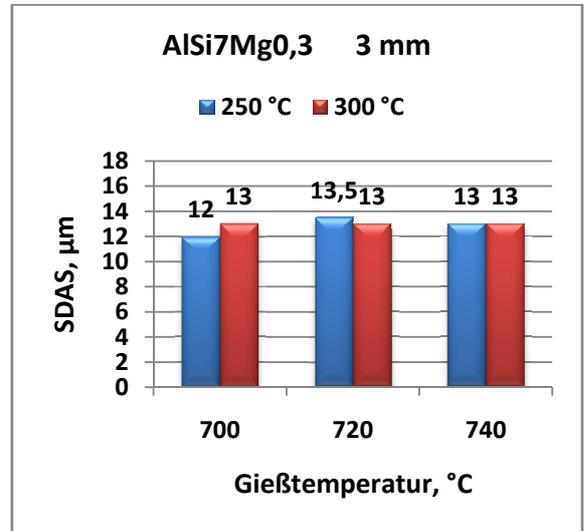
Bezeichnung	Kokillientem-r, °C	Gießtem-r, °C	Wandstärke, mm	SDAS, µm
AlSi11Mg	250	740	2	9
			3	10
			4	10
			6	13
		720	2	9
			3	11
			4	12
			6	14
		700	2	10
			3	13
			4	13
			6	15
	300	740	2	11
			3	11
			4	11
			6	15
		720	2	10
			3	11
			4	13
			6	14
		700	2	10
			3	10
			4	13
			6	16

### 5.2.2 Einfluss der Gießtemperatur und der Kokillentemperatur auf den SDAS

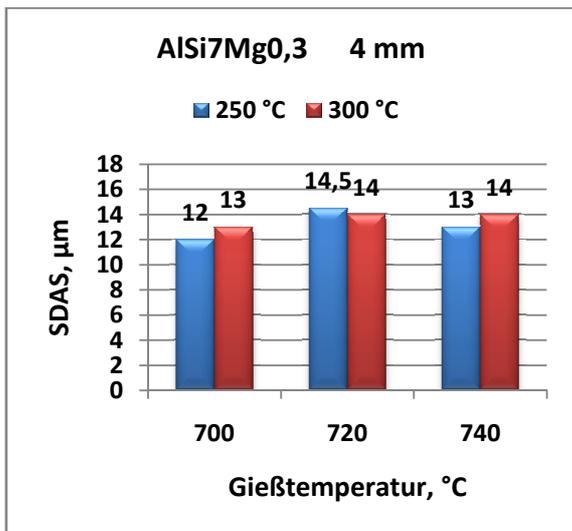
Die Ergebnisse der ermittelten SDAS-Werten sind in Bild 47 für AlSi7Mg0,3 und in Bild 48 für AlSi11Mg graphisch dargestellt.



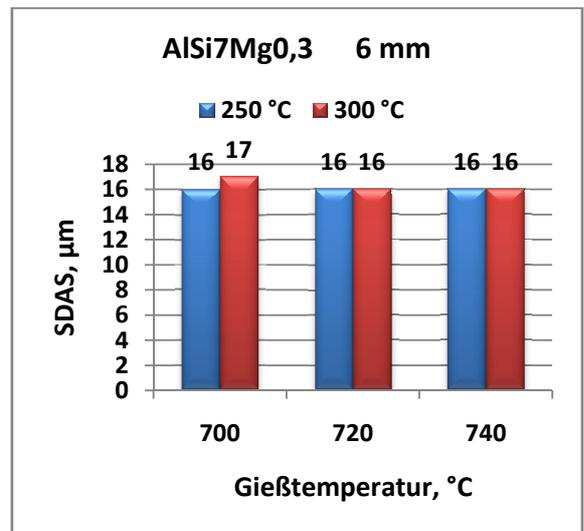
a)



b)

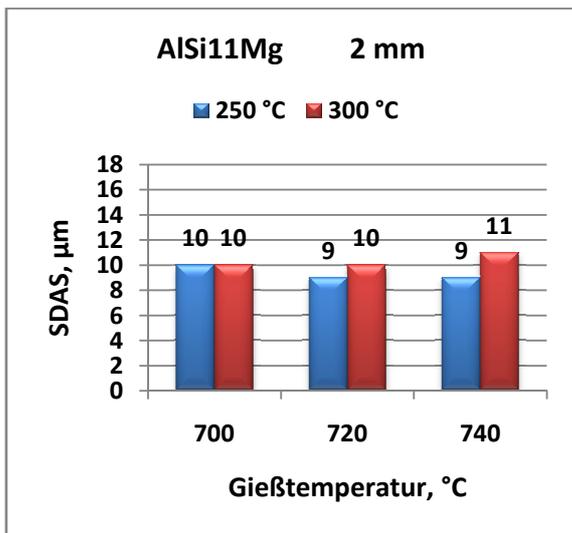


c)

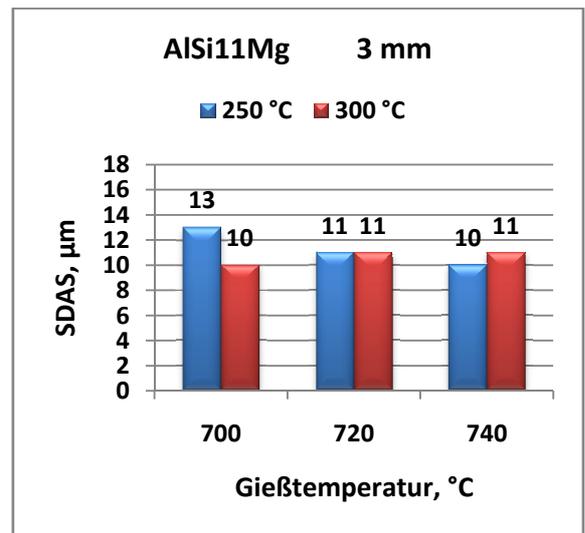


d)

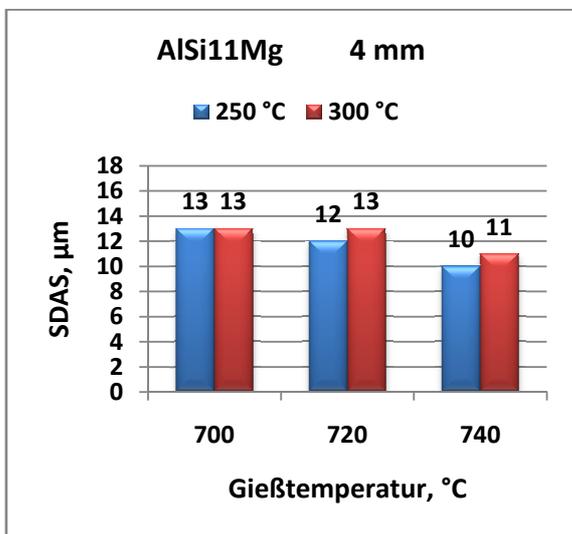
Bild 47. Einfluss der Gieß- und Kokillentemperatur auf den SDAS der AlSi7Mg0,3-Legierung (a – 2 mm, b – 3 mm, c – 4mm, d – 6 mm Wandstärke)



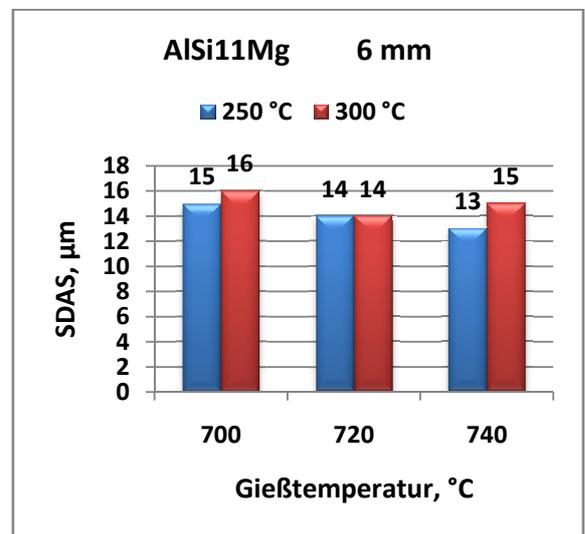
a)



b)



c)



d)

Bild 48. Einfluss der Gieß- und Kokillentemperatur auf den SDAS der AISi11Mg-Legierung (a – 2 mm, b – 3 mm, c – 4mm, d – 6 mm Wandstärke)

Aus diesen Diagrammen kann man ersehen, dass der SDAS bei der Legierung AISi7Mg0,3 im Intervall von ca. 12 bis 16 µm und bei der Legierung AISi11Mg von ca. 9 bis 15 µm liegen. Es gibt zwar keine Angabe über das allgemein geforderte Höchstmaß für den SDAS, aber die Werte sollen wegen der mechanischen Eigenschaften möglichst niedrig sein (unter 25 µm). Die Einhaltung niedriger SDAS ermöglicht die Erzeugung anspruchsvoller und qualitätsgerechter Gussstücke.

Bei der Untersuchung des Einflusses der Gießtemperatur auf den SDAS kann man keine signifikante Abhängigkeit feststellen. Bei Erhöhung der Gießtemperatur ändert

sich der SDAS kaum. Aber es wurde auch festgestellt, dass die Reduzierung der Kokillentemperatur zu einer Abnahme der SDAS führt. Bei Erhöhung der Kokillentemperatur von 250 auf 300 °C steigt der SDAS um ca. 2 µm. Eine anschauliche Übersicht über die Abhängigkeit des SDAS von den Prozessparametern und der Wandstärke geben die Bilder 49 und 50.

### 5.2.3 Einfluss der Wandstärke auf SDAS

In Bildern 49 und 50 sind die Ergebnisse der Untersuchungen für die Legierungen für die verschiedenen Wandstärken über alle Gießparameter-Varianten dargestellt.

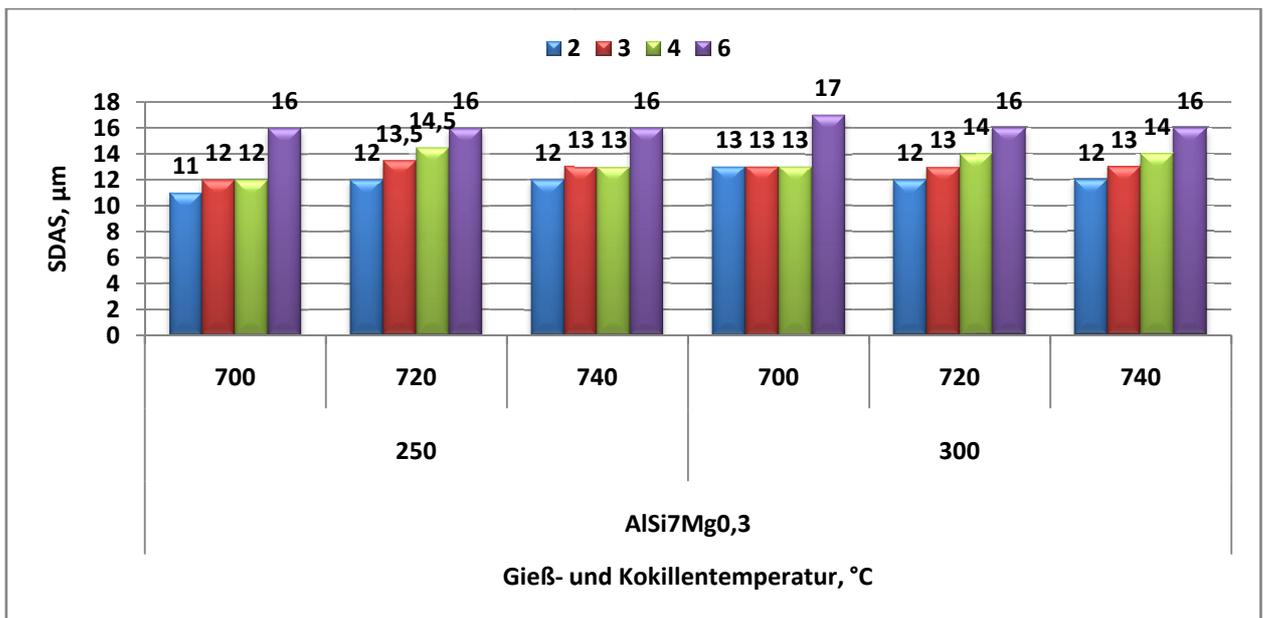


Bild 49. Abhängigkeit der SDAS-Werte von der Wandstärke (AlSi7Mg0,3-Legierung)

Aus den Bildern kann man ersehen, dass der SDAS mit zunehmender Wandstärke von 2 bis 6 mm von ca. 10 µm bis auf 20 µm ansteigt. Diese Unterschiede in einem Gussstück sind durch die unterschiedlichen Erstarrungsbedingungen der einzelnen Stufen zu erklären. Die gleichmäßige Abkühlung und Erstarrung geht von der dünnsten Stufe (2 mm) aus und setzt sich in Richtung der Stufe mit 6 mm Wanddicke fort. Den minimalen Wert erreicht der SDAS bei der Wandstärke 2 mm. Bei ansteigender Stufendicke von 2 auf 3 mm ist der SDAS der AlSi7Mg0,3-Legierung durchschnittlich um 9 % gestiegen, von 3 auf 4 mm um 4 % und von 4 auf 6 mm um 20 %. Bei AlSi11Mg vergrößert sich SDAS bei Zunahme der Stufendicke von 2 auf 3 mm um 12 %, bei 3 auf 4 mm um 9 % und bei 4 auf 6 mm um 21 %. Dieser Anstieg kann durch die mit abnehmender Stufenhöhe ebenfalls abnehmender Erstarrungszeit erklärt werden.

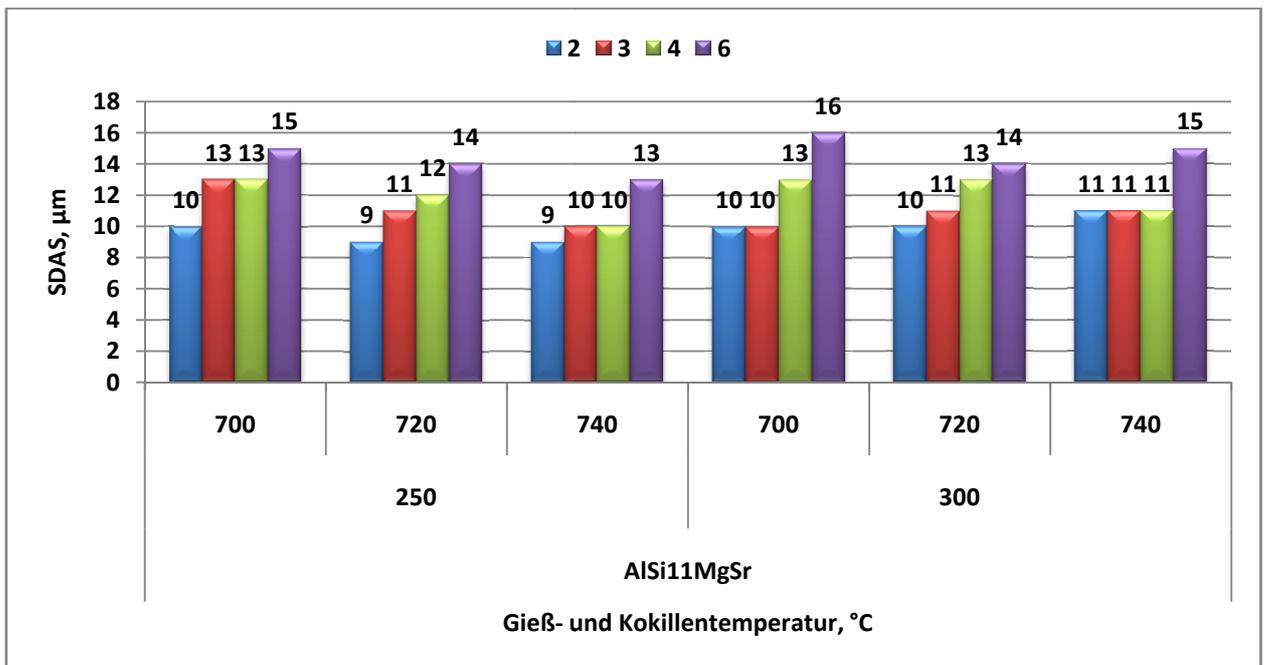


Bild 50. Abhängigkeit der SDAS-Werte von der Wandstärke (AlSi11Mg-Legierung)

Aus den Diagrammen ist auch ersichtlich, dass die AlSi11Mg-Legierung im Vergleich zu AlSi7Mg0,3 die besseren SDAS-Werte zeigt. Diese Legierung ist naheutektische und beinhaltet Sr. Bei der Erstarrung entstehen dadurch viele kleinere eutektische Körner, welche wachsen und eine geschlossene Wachstumsfront aufweisen, bevor diese die gewünschte feine Ausbildung des Eutektikums erreichen.

### 5.3 Mechanische Eigenschaften

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der statischen Zugversuche im Zusammenhang mit dem Sekundärdendritenarmabstand (SDAS) dargestellt. Die Untersuchung der mechanischen Eigenschaften unter dem Aspekt der Dünnwandigkeit wurde in Rahmen dieser Arbeit an speziellen Flachzugproben aus der Stufenplatte durchgeführt.

#### 5.3.1 Einfluss des SDAS auf mechanische Eigenschaften

Der Sekundärdendritenarmabstand ist ein charakteristischer Gefügeparameter, der sich auf die mechanischen Eigenschaften der Legierung signifikant auswirkt. Die Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von SDAS sind graphisch in Bild 51 für die Legierung AlSi7Mg0,3-Legierung und in Bild 52 für die Legierung AlSi11Mg dargestellt.

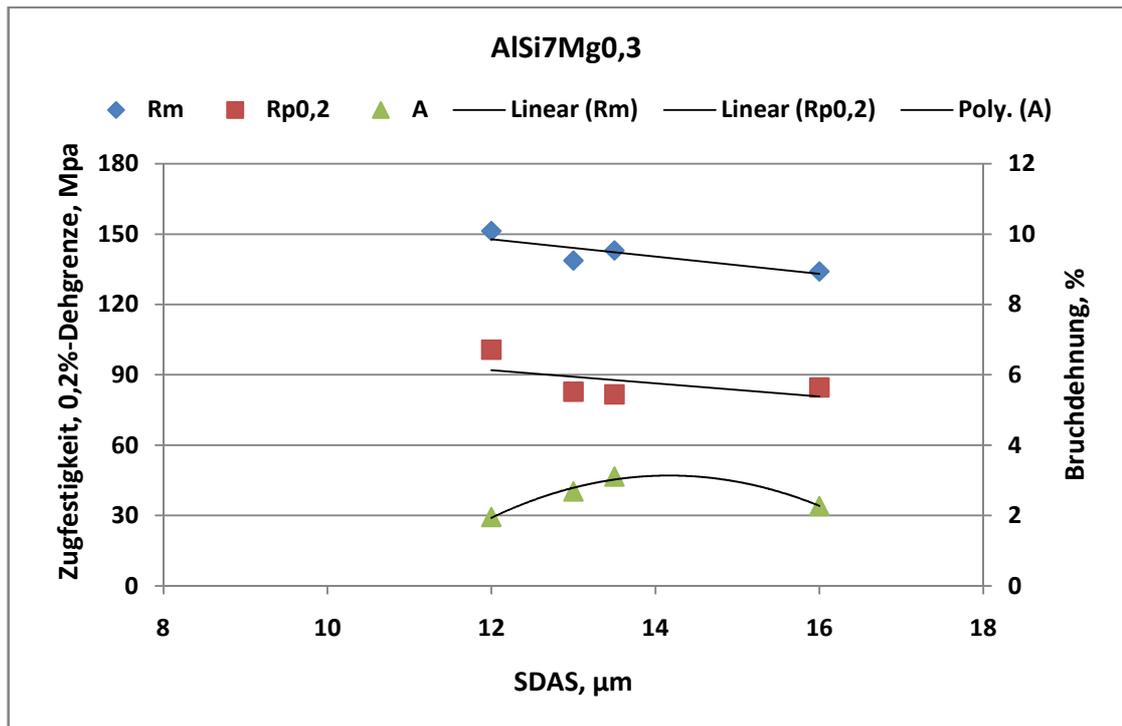


Bild 51. Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften vom SDAS (AlSi7Mg0,3-Legierung)

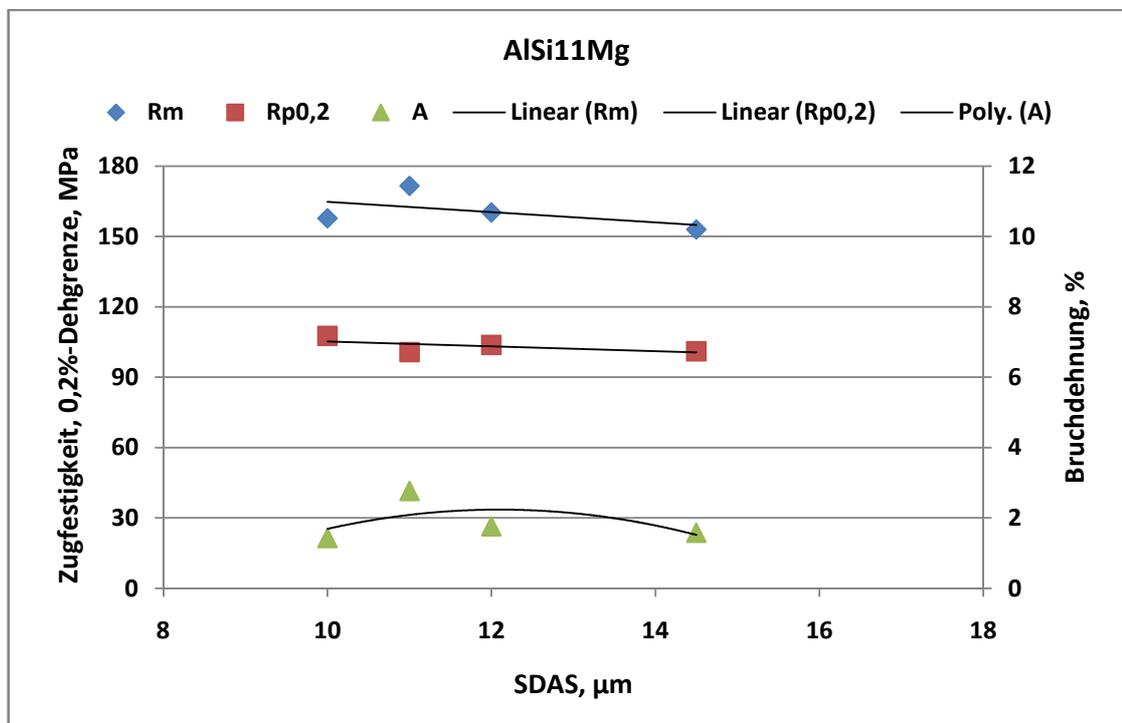


Bild 52. Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften vom SDAS (AlSi11Mg-Legierung)

Aus den Bildern ist ersichtlich, dass – wie zu erwarten – bei kleineren SDAS-Werten (10 bis 16  $\mu\text{m}$ ) höhere mechanische Eigenschaften erreichen wurden. Die schnellere Erstarrung bedeutet nicht nur eine kürzere Erstarrungszeit beim Gießen, sondern auch eine feinere Struktur im Gefüge der Gussteile. Mit abnehmender Erstarrungszeit bzw. zunehmender Abkühlgeschwindigkeit nimmt der SDAS ab, und als Folge nehmen die statischen Festigkeitswerte zu.

### 5.3.2 Einfluss der Wandstärke auf die mechanischen Eigenschaften

Für die Untersuchung des Einflusses der Bauteilgeometrie auf die mechanischen Eigenschaften wurde für diese Arbeit die Stufenkeilprobe mit der Wandstärke 2, 3, 4 und 6 mm ausgewählt. Der Zugversuch wurde an Flachzugproben durchgeführt.

Die Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Wandstärke sind in Tabelle 5 und graphisch in Bild 53 für AISi7Mg0,3-Legierung und in Bild 54 für die AISi11Mg-Legierung dargestellt.

Tabelle 5. Mechanische Eigenschaften der AISi7Mg0,3- und AISi11Mg-Legierung

Bezeichnung	Wandstärke, mm	Mechanische Eigenschaften		
		$R_m$ , MPa	$R_{p0,2}$ , MPa	$A$ , %
AISi7Mg0,3	2	151,3	100,7	2,0
	3	138,7	82,7	2,7
	4	143	81,7	3,1
	6	134	84,6	2,3
AISi11Mg	2	157,7	107,6	1,4
	3	171,6	100,7	2,8
	4	160,3	103,8	1,8
	6	152,9	101,1	1,6

Ausgehend von der Stufe mit 6 mm Wandstärke ist mit abnehmender Wandstärke ein Anstieg der Zugfestigkeit von 134 auf 151 MPa zu beobachten (Bild 53). Die Werte der Bruchdehnung schwanken zwischen 2,3 und 3,1 %. Die maximalen Werte der Bruchdehnung erreicht die Legierung bei der Wandstärke 3 und 4 mm. Die Dehngrenze hat ihren größten Wert bei 2 mm Wandstärke, bei den darüber liegenden Wandstärken von 3 bis 6 mm liegen sie im gleichen Bereich und schwankt lediglich zwischen 82 und 85 MPa.

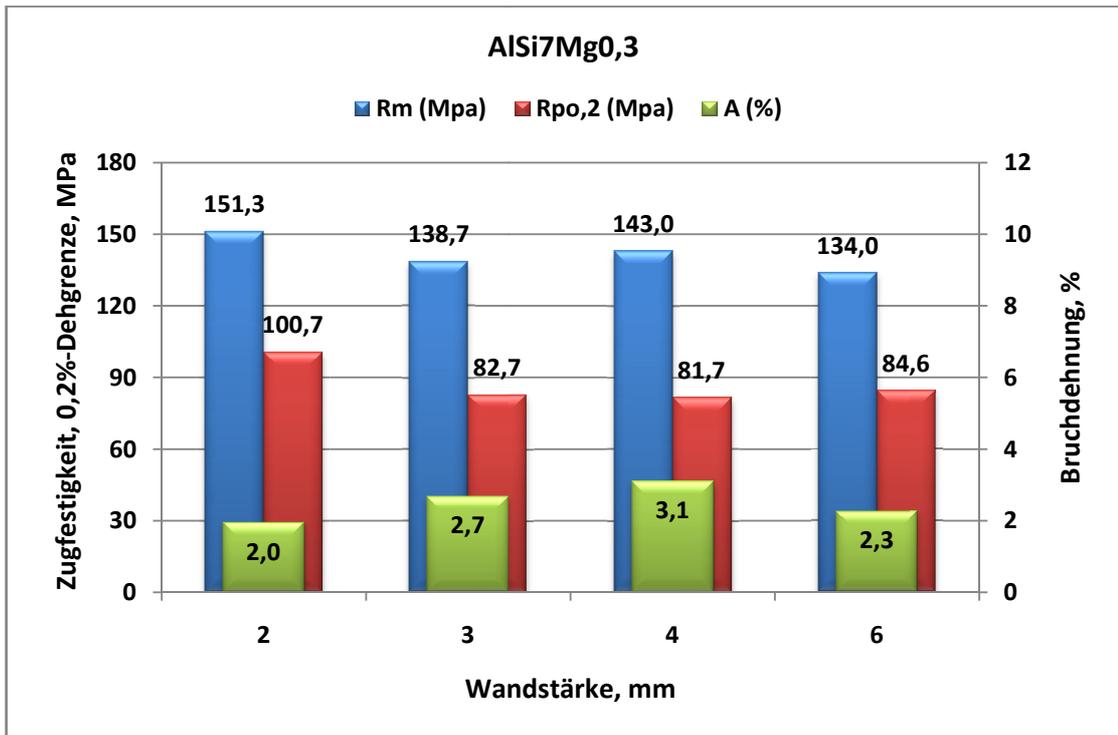


Bild 53. Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Wandstärke (AlSi7Mg0,3-Legierung)

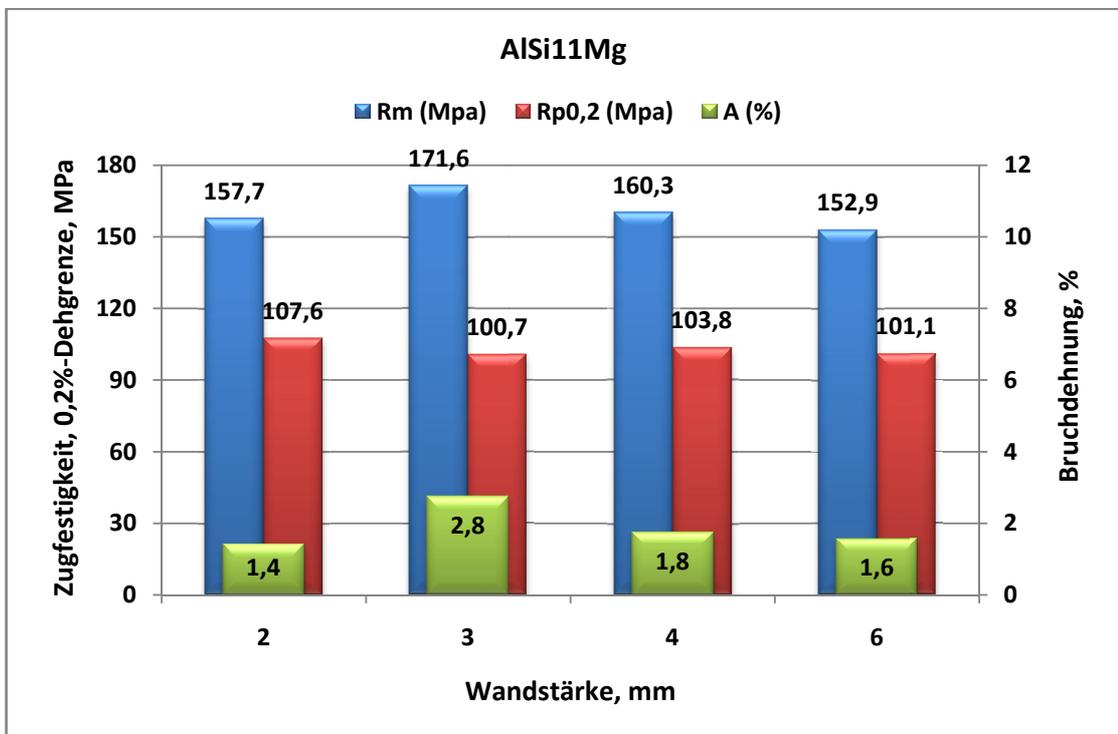


Bild 54. Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Wandstärke (AlSi11Mg-Legierung)

In Bild 54 sind die mechanischen Eigenschaften der AlSi11Mg-Legierung in Abhängigkeit von der Wandstärke dargestellt. Auf diesem Bild kann man beobachten, dass die Werte der Zugfestigkeit im Bereich von 153 bis 172 MPa liegen. Die Zugfestigkeit steigt von ca.153 auf 172 MPa kontinuierlich mit sinkender Wandstärke. Bei der Wandstärke 2 mm kann man jedoch gegenüber der Wandstärke 3 mm einen Abfall um 8 % beobachten. Die Werte der Dehngrenze variieren im Bereich von 101 bis 107 MPa. Der Unterschied zwischen Werten beträgt dabei nur von 3 bis 6%. Die Bruchdehnung der einzelnen Stufen steigt trotz Anstieges der Zugfestigkeit ebenfalls an. Bei der Abnahme der Stufenhöhe von 6 auf 4 mm steigt die Bruchdehnung um 12 % und von 4 auf 3 mm um 55 % an. Bei weiterer Abnahme der Stufenhöhe kann man einen Abfall der Werte um 50 % (von 2,8 auf 1,4 %) beobachten. Den maximalen Wert hat die Bruchdehnung bei dieser Legierung bei der Wandstärke 3 mm.

Eine Übersicht zum Vergleich der mechanischen Eigenschaften der beiden untersuchten (untereutektischen und naheutektischen) Legierungen geben die Bilder 55-57.

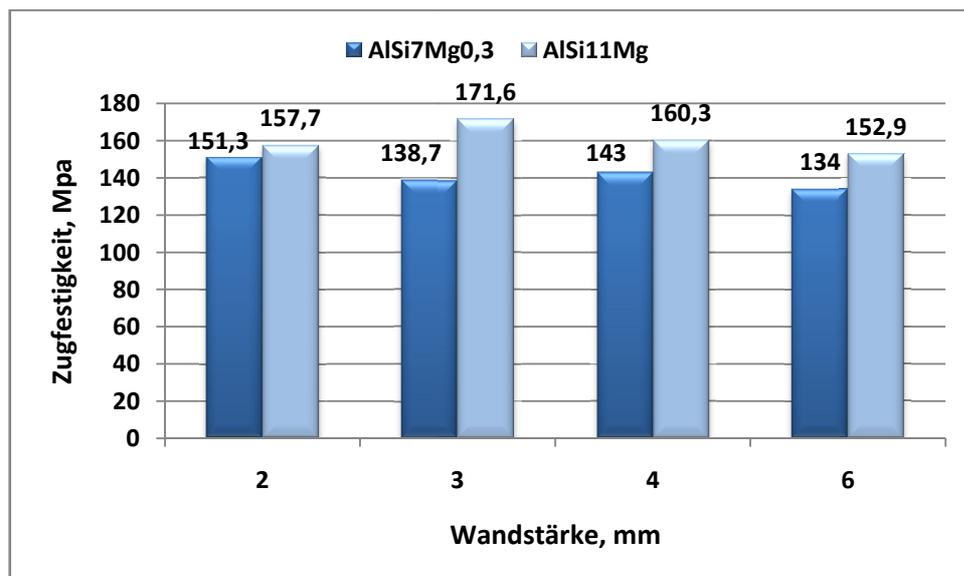


Bild 55. Abhängigkeit der Zugfestigkeit von der Wandstärke (Vergleichendes Diagramm)

In Bild 55 ist Zugfestigkeit der AlSi7Mg0,3-Legierung in Abhängigkeit von der Wandstärke im Vergleich zu AlSi11Mg dargestellt. Aus dem Diagramm ist ersichtlich, dass die AlSi11Mg-Legierung die bessere Zugfestigkeit im Vergleich mit AlSi7Mg0,3-Legierung aufweist. Der Unterschied zwischen den Werten beträgt 14 % bei der Wandstärke 6 mm, 12 % bei 4 mm und 4 % bei 2 mm. Den maximalen Unterschied (24 %) erreichen die Legierungen bei der Wandstärke 3 mm.

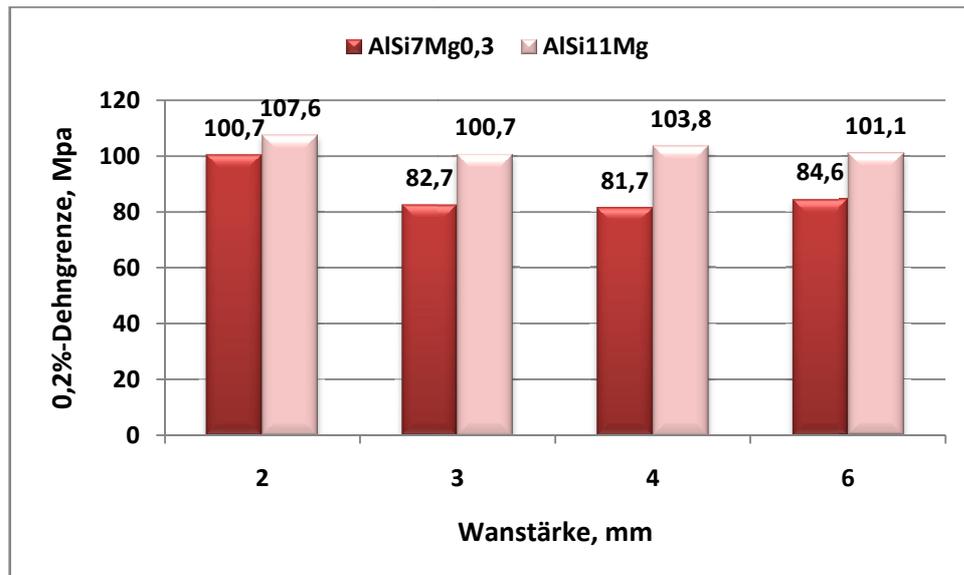


Bild 56. Abhängigkeit der Dehngrenze von Wandstärken (Vergleichendes Diagramm)

In Bild 56 ist die 0,2%-Dehngrenze der AlSi7Mg0,3-Legierung in Abhängigkeit von der Wandstärke im Vergleich zu AlSi11Mg dargestellt. Hierbei ist die gleiche Tendenz wie bei der Zugfestigkeit zu erkennen; die AlSi11Mg-Legierung weist die besseren Werte auf. Bei den Wandstärken von 6, 4 und 3 mm zeigt die AlSi11Mg-Legierung um ca. 20 bis 27 % höhere Werte als die AlSi7Mg0,3-Legierung. Der minimale Unterschied (7 %) liegt bei der Wandstärke 2 mm.

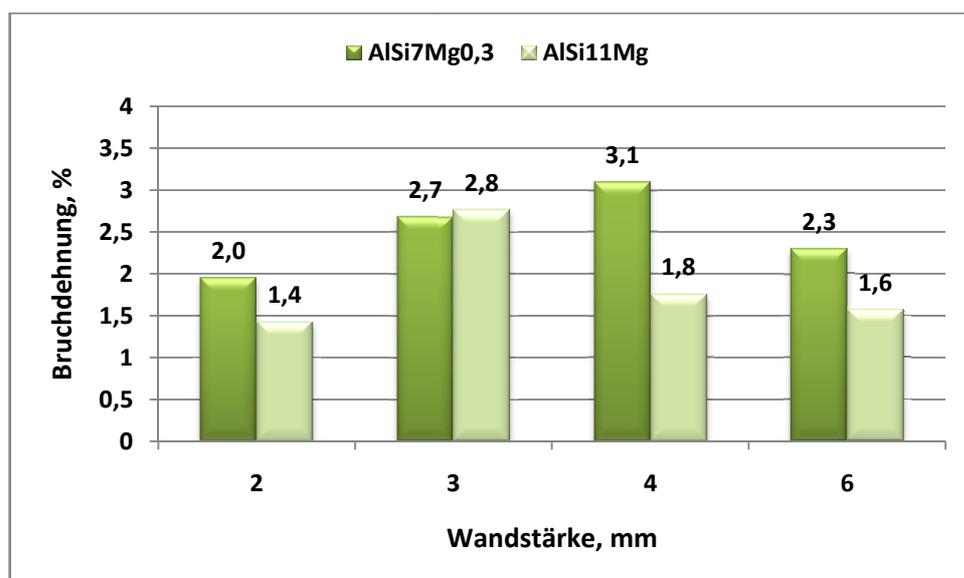


Bild 57. Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Wandstärke (Vergleichendes Diagramm)

---

In Bild 57 ist Bruchdehnung der AlSi7Mg0,3-Legierung in Abhängigkeit von der Wandstärken im Vergleich zu AlSi11Mg dargestellt. Aus dem Diagramm ist ersichtlich, dass die Legierung AlSi7Mg0,3 30 bis 50 % höhere Bruchdehnungen als die Legierung AlSi11Mg-Legierung besitzt. Eine Ausnahme bildet die Wandstärke 3 mm. Bei dieser erreicht die AlSi11Mg-Legierung einen um ca. 4 % höheren Wert als AlSi7Mg0,3.

Bilder 55-57 weisen aus, dass die naheutektische AlSi11Mg-Legierung die besseren Werte für Zugfestigkeit und Dehngrenze im Vergleich zur untereutektischen AlSi7Mg0,3-Legierung erreicht. Die Vorzüge der erstgenannten Legierung kann man besonders bei den Wandstärken 3 und 4 mm erkennen. Es sei auch daran erinnert, dass diese Legierung die besseren gießtechnologischen Eigenschaften aufwies. Aus diesem Grund bietet die naheutektische Legierung AlSi11Mg im Vergleich die besseren Voraussetzungen für die Herstellung dünnwandiger Gussteile bei gleichzeitig guten mechanischen Eigenschaften als die untereutektische Legierung AlSi7Mg0,3.

## 6 Qualitätsbewertung der Legierungen

Um eine umfassende Bewertung des Potenzials der untersuchten Legierungen für die Herstellung dünnwandiger Gussstücke vorzunehmen, werden in den folgenden Kapiteln die Eigenschaften der aus diesen Legierungen erhaltenen Proben unter verschiedenen Sichtweisen miteinander verglichen.

Die Qualität eines Gussstückes wird wesentlich durch den Veredlungsgrad und die daraus resultierenden gießtechnologische Eigenschaften der Legierung sowie durch das sich ausbildende Gussgefüge bestimmt. Um dünnwandige Wandstärken zu realisieren, müssen die Legierungen einerseits gute gießtechnologische Eigenschaften besitzen, um eine hohe Qualität des fertigen Gussteils hinsichtlich Dichtheit, Konturtreue sowie Festigkeitseigenschaften zu erzielen.

### 6.1 Bewertung der gießtechnologischen Eigenschaften

Für die gießtechnologischen Eigenschaften wie Fließvermögen (FV) und Formfüllungsvermögen (FFV) gibt es bislang keine klar definierten Kenngrößen, die sich aus den relevanten Legierungs- und Strömungsparametern ableiten. Schon seit Jahren wird versucht, durch die sinnvolle Bestimmung des Fließ- und Formfüllungsvermögens von Legierungen zu einer möglichst allgemeingültigen Beschreibung dieser beiden Begriffe zu gelangen.

In vorliegender Arbeit werden erstmals theoretische Beziehungen zur quantitativen Berechnung des FV und FFV sowie eines als Produkt aus diesen beiden Größen gebildeten „Gießindex“ als Kennwert für das Gießvermögen einer Legierung abgeleitet (30) (Kapitel 4.3.3). Der Gießindex  $G$  wird als Produkt aus der Reynoldszahl und der Weberzahl definiert. Die Reynoldszahl  $Re$  erweist sich als quantitatives Merkmal für das Fließvermögen, die Weberzahl  $We$  für das Formfüllungsvermögen einer Schmelze (31):

$$G = FV \times FFV. \quad (30)$$

$$FV = C_1 \cdot Re, \quad FFV = C_2 \cdot We, \quad (31)$$

$C_1, C_2$  sind (von den Legierungseigenschaften unabhängige) Skalierungsfaktoren. Für die Berechnung des FV ist die Viskosität, für die Berechnung des FFV die Oberflächenspannung erforderlich. Das Verhältnis von Dichte  $\rho$  zu Viskosität  $\eta$ ,  $\rho/\eta$ , gibt das Verhältnis der Beschleunigungsarbeit zur Reibungsarbeit zwischen zwei

benachbarten Schichten an. Je größer das Verhältnis  $\rho/\eta$ , umso größer ist die Verzögerung, d.h. umso geringer ist die Gießlänge. Da sich die Schmelze während des Fließens abkühlt, nimmt die Viskosität der Schmelze zu. Für die Abhängigkeit von der Temperatur  $T$  gilt:

$$\eta = C \exp \frac{E_A}{R \cdot T}, \quad (32)$$

$E_A$ - Aktivierungsenergie,

$C$  – Konstante,

$R$  – molare Gaskonstante ( $8,314 \text{ J} \cdot \text{K}^{-1} \text{ mol}^{-1}$ ).

Je größer  $E_A$  ist, desto schneller nimmt  $\eta$ -Wert mit abnehmender Temperatur zu, d.h., je größer  $E_A$  ist, desto größer ist die Verzögerung des Schmelzeflusses mit abnehmender Temperatur, desto kürzer ist damit die Gießlänge und das Fließvermögen.

Nachfolgend werden die gießtechnologischen Eigenschaften Fließvermögen und Formfüllungsvermögen über die Reynoldszahl und die Weberzahl nach den in Abschnitt 4.3.3 angegebenen mathematischen Beziehungen berechnet. Bei den Untersuchungen zum Fließvermögen mittels der Spiralprobe betrug die durchströmte Querschnittsfläche  $A = l \cdot L = 50 \text{ mm}^2$ , wobei die Benetzungslänge  $l = 20 \text{ mm}$  und somit  $L = 2,5 \text{ mm}$  eine den Strömungsquerschnitt kennzeichnende Länge ist (s. die Erläuterung der Größen im Abschnitt 4.3.3). Die Oberflächenspannung  $\sigma$  (Einheit Pa·s) wurde aus der Durchbruchfläche  $A_D$  ( $\text{mm}^2$ ) der Kugelprobe näherungsweise nach der folgenden, empirisch abgeleiteten Beziehung (33) berechnet:

$$\sigma \approx 0,075 \cdot \sqrt{A_D}. \quad (33)$$

Für die Legierungen AlSi7Mg0,3 und AlSi11Mg wurde das Fließvermögen  $FV$  bei den Gießtemperaturen 700, 720 und 740 °C und den Kokillentemperaturen 250 und 300 °C nach (31) sowie nach (30) berechnet. Die Skalierungskonstanten in (31) wurden zu  $C_1 = 10^{-3}$  und  $C_2 = 1$  gesetzt. Die erhaltenen Werte sind in der Tabelle 6 dargestellt.

Tabelle 6. Ermittlung des FV und FFV sowie Gießindex

Legierung	KT, °C	GT, °C	$\eta$ , Pa*s	$\sigma$ , N/m	$l$ , m	$L$ , m	$v$ , m/s	$\rho$ , kg/m <sup>3</sup>	FV	FFV	G
AlSi7Mg0,3	250	740	0,00104	0,895	0,02	0,0025	0,95	2660	48,6	6,70	325
		720	0,001056	0,869	0,02	0,0025	0,95	2660	47,9	6,91	330
		700	0,001072	0,937	0,02	0,0025	0,95	2660	47,1	6,40	302
	300	740	0,00104	0,881	0,02	0,0025	0,95	2660	48,6	6,81	331
		720	0,001056	0,883	0,02	0,0025	0,95	2660	47,9	6,80	325
		700	0,001072	0,882	0,02	0,0025	0,95	2660	47,1	6,81	321
AlSi11Mg	250	740	0,000966	0,919	0,02	0,0025	0,95	2640	52	6,48	336
		720	0,000998	0,909	0,02	0,0025	0,95	2640	50	6,55	329
		700	0,00103	0,899	0,02	0,0025	0,95	2640	48,7	6,63	322
	300	740	0,000966	0,895	0,02	0,0025	0,95	2640	52	6,66	346
		720	0,000998	0,885	0,02	0,0025	0,95	2640	50	6,73	338
		700	0,00103	0,885	0,02	0,0025	0,95	2640	48,7	6,73	328

Wie man erkennt, sind die Effekte ausschließlich auf die Veränderungen der Viskosität und der Oberflächenspannung der Legierung zurückzuführen. Die nach den in Abschnitt 4.3.3 entwickelten Beziehungen berechneten Werte von FV und FFV sind vergleichbar mit den bei den experimentellen Untersuchungen erhaltenen, in den Tabellen 8 und 9 bzw. 12 und 13 aufgeführten Werten. In Abschnitt 5.1.1 wurden die Untersuchungsergebnisse für den Einfluss der Gieß- und Kokillentemperatur auf das Fließvermögen erläutert, wonach das Fließvermögen mit steigender Gießtemperatur zunimmt.

Der Anstieg der Fließlänge erfolgt linear mit der Temperatur. Die maximalen Werte des Gießindex erreichten die Legierungen bei der Versuchsvariante: Gießtemperatur 740 °C und Kokillentemperatur 300 °C. Die AlSi11Mg-Legierung weist die besseren Gießigenschaften als die AlSi7Mg0,3-Legierung auf. Wie aus der Tabelle 6 ersichtlich, stimmt diese Tendenz mit der Theorie zur Bewertung der gießtechnologischen Eigenschaften mittels des „Gießindex“ überein. Bei der maximalen Gießtemperatur von 740 °C erreicht das FV maximale Werte von 48,6 bei AlSi7Mg0,3 und 52 bei AlSi11Mg; es nimmt bei Verringerung der Gießtemperatur auf 47,1 bzw. auf 48,7 ab.

Auf das Formfüllungsvermögen FFV hat die Oberflächenspannung den größten Einfluss. Je kleiner die Oberflächenspannung, umso besser ist das FFV. Aus der Tabelle 6 geht hervor, dass die Legierung AlSi11Mg die besseren Gießigenschaften (Gießindex) aufweist als die Legierung AlSi7Mg0,3, was durch die experimentellen Untersuchung bestätigt wurde.

## 6.2 Bewertung der mechanischen Eigenschaften

Je nach Anwendungsbereich werden die Legierungen entweder nach ihren Festigkeitswerten (Zugfestigkeit, 0,2%-Dehngrenze) oder ihren Zähigkeitswerten (Bruchdehnung, Brucheinschnürung) ausgewählt. Für den Einsatz in sicherheitsrelevanten Bauteilen, wie z.B. im Automobilbau, hat neben einem möglichst großen Festigkeitsverhalten auch das Zähigkeitsverhalten der Werkstoffe besondere Bedeutung (z.B. für die Crash-Resistenz).

Für die Bewertung der Werkstoffe hinsichtlich dieses komplexen Beanspruchungsprofils reichen die konventionellen Kennwerte und Berechnungsgrundlagen nicht mehr aus. Vielmehr kommen für eine realitätsnahe Beurteilung nur solche Kennwerte und Schädigungsmodelle infrage und werden als Sicherheitsnachweis akzeptiert, die sowohl das Festigkeits- als auch das Zähigkeitsverhalten des Werkstoffs beschreiben.

Im Folgenden werden verschiedene theoretische Konzepte vorgestellt, die für eine quantitative Bewertung der Werkstoffe nach modernen Gesichtspunkten infrage kommen.

### 6.2.1 Bruchmechanik-Konzept

Für eine zuverlässigere Beurteilung des Festigkeitsverhaltens von Werkstoffen werden neben den konventionellen Werkstoffkenngrößen aus dem Zugversuch zunehmend die Kenngrößen der Bruchmechanik herangezogen. Diese Kenngrößen beschreiben nicht nur das Festigkeits-, sondern auch das Zähigkeitsverhalten des Werkstoffes, die für die Rissentstehung und Rissausbreitung wichtig sind. Dabei kommt bei den höherfesten Werkstoffen als Kenngröße der linear-elastischen Bruchmechanik der Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  (Einheit:  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ), bei den duktilen Werkstoffen als Kenngröße der Fließbruchmechanik dem kritischen J-Integral  $J_c$  (Dimension Energie/ Fläche; Einheit:  $\text{kJ/m}^2 = \text{N/mm}$ ) eine besondere Bedeutung zu, welches den Widerstand gegen Risseinleitung und Rissausbreitung charakterisiert, entweder als Maß für die zur Bildung eines Anrisses erforderliche, als plastische Verformungsarbeit aufzubringende, im Bauteil akkumulierte Energie je Bruchflächenzuwachs oder als für die Erzeugung bzw. Ausbreitung eines Risses bestimmter Länge erforderliche Kraft.

Die Ermittlung der bruchmechanischen Kenngrößen erfolgt auf experimentellem Weg. Dies erfordert spezielle apparative Voraussetzungen und gestaltet sich insgesamt kosten- und zeitaufwändig, ein Grund, weshalb sich bruchmechanische Methoden noch

nicht in allen sicherheitsrelevanten Bereichen durchgesetzt haben. Mit Hilfe des sog. *Hahn-Rosenfield-Modells* lässt sich jedoch der Wert der Bruchzähigkeit  $K_c$  über das kritische J-Integrals  $J_c$  nach der Beziehungen (34) und (35) näherungsweise aus den Zugversuchsgrößen [151; 152] berechnen gemäß

$$J_c = (0,17m) \cdot R_{p0,2} A n^2, \quad (34)$$

$$K_c \approx (E J_c)^{1/2}, \quad (35)$$

wobei  $A$  die Bruchdehnung,  $E$  der Elastizitätsmodul und  $n$  der Verfestigungsexponent sind. Letzterer kann aus den Zugversuchsgrößen nach der Beziehung

$$n = \frac{\log(R_m/R_{p0,2})}{\log(EA/R_{p0,2})} \quad (36)$$

berechnet werden. Je größer  $J_c$  und  $K_c$ , umso sicherer ist das Bauteil. In Tabelle 7 sind die berechneten Bruchmechanik-Kenngrößen für die einzelnen Proben angegeben.

### 6.2.2 Qualitätsindex-Konzept

Das Qualitätsindex-Konzept wurde von Drouzy, Jacob und Richard zur Beurteilung der Gussqualität von Al-Legierungen entwickelt (37) [153]. Danach berechnet sich der Qualitätsindex  $Q$  wie folgt:

$$Q = R_m + a \cdot \log(100A), \quad (37)$$

Der Faktor  $a$  ist darin eine legierungsspezifische Konstante, für dessen Ermittlung Zugversuche an unterschiedlich erstarrten und wärmebehandelten Gussproben erforderlich sind. Die Größe  $a$  für einen bestimmten Behandlungszustand der Legierung lässt sich nach

$$a = R_m \ln 10 \cdot [A - n(1 + \ln A)] \quad (38)$$

einfach aus einem Zugversuch bestimmen und damit zugleich nach (37) auch der Qualitätsindex  $Q$  [144; 146]. Die Anwendung des Konzepts auf die hier untersuchten Versuchsproben ergibt jedoch, dass der auf herkömmliche Weise nach Gleichung (37) berechnete Qualitätsindex in der Tendenz nicht mit den Bruchmechanik-Kennwerten in

der Tabelle 7 korreliert. Das liegt daran, dass in den Q-Werten die Zugfestigkeit gegenüber der Bruchdehnung eindeutig überbewertet ist. Wird hingegen die Differenz

$$q = Q - R_m = a \cdot \log(100A) \quad (39)$$

betrachtet (wodurch der Einfluss von  $R_m$  deutlich entschärft wird), so korrelieren die auf diese Weise erhaltenen, in der Tabelle 7 angegebenen  $q$ -Werte sehr gut sowohl mit den zugehörigen Werten der Bruchdehnung als auch mit den Bruchmechanik-Größen. Es erweist sich demnach als sinnvoll, das ursprüngliche Qualitätsindex-Konzept in der hier praktizierten Weise zu modifizieren, um tendenziell in gute Übereinstimmung mit den in neuerer Zeit zunehmend angewandten fundierteren Berechnungsmethoden der Bruchmechanik zu kommen.

Tabelle 7. Bewertung des Festigkeits- und Zähigkeitsverhalten der einzelnen Proben

Legierung	Wanddicke, mm	SDAS, $\mu\text{m}$	$R_m$ , MPa	$R_{p0,2}$ , MPa	$A$ , %	$n$	$J_c$ , $\text{kJ/m}^2$	$K_c$ , $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$	$q$ , MPa
AlSi7Mg0,3	2	12	151,3	100,7	2,0	0,152	7,8	24,1	68
	3	13	138,7	82,7	2,7	0,162	9,9	27,2	89
	4	13,5	143	81,7	3,1	0,167	12,0	30,0	105
	6	16	134	84,6	2,3	0,153	7,7	24,0	72
AlSi11Mg	2	10	157,7	107,6	1,4	0,162	6,8	23,4	41
	3	11	171,6	100,7	2,8	0,172	14,1	33,6	118
	4	12	160,3	103,8	1,8	0,167	8,6	26,3	65
	6	14,5	152,9	101,1	1,6	0,164	7,3	24,1	51

Aus der Tabelle 7 kann man ersehen, welche Parameter der Legierung zu einer optimalen Gussteilqualität führen. Es ist zu empfehlen, einen Kompromiss zwischen hoher Zugfestigkeit und gleichzeitig hoher Bruchzähigkeit zu finden. Aus der Tabelle geht hervor, dass die beiden Legierungen maximale Werte für das kritische J-Integral bei den Wandstärken 3 und 4 mm erreichen. Bei diesen Wandstärken erreichen die beiden Legierungen auch einen relativ hohen Qualitätsindex.

## 7 Zusammenfassung und Ausblick

Die Herstellung von dünnwandigen Gussteilen mit Wanddicken kleiner als 6 mm aus Aluminiumlegierungen nach dem Kokillengießverfahren bei gleichzeitiger Gewährleistung hoher Festigkeitseigenschaften stellt nach wie vor eine große Herausforderung für den Gießer dar. Ziel der Arbeit war es daher, das Potenzial zweier in der Automobiltechnik vielfältig eingesetzter Aluminium-Legierungen (AlSi7Mg0,3 und AlSi11MgSr) hinsichtlich einer möglichen Reduzierung der Wanddicken von Karosseriestrukturbau-teilen zu untersuchen, welche in mittleren Stückzahlen im Kokillengießverfahren hergestellt werden sollen. Die Bewertung soll dabei durch vergleichende Untersuchungen der Gesamtheit der technologischen und werkstofftechnischen Eigenschaften für das Kokillengießverfahren erfolgen. Es geht dabei um eine quantitative und qualitative Bewertung der gießtechnologischen und mechanischen Eigenschaften der genannten Al-Gusslegierungen unter dem Aspekt der erreichbaren Dünnwandigkeit.

Besonderes Augenmerk galt dabei der Untersuchung des Einflusses der gießtechnologischen Eigenschaften Fließ- und Formfüllungsvermögen der Legierungen in Abhängigkeit von den Prozessparametern Kokillentemperatur und Gießtemperatur. Diese für die Gussteilqualität bedeutsamen Legierungseigenschaften wurden mittels einer Spiralkokille und einer speziellen Kugelkokille untersucht. Erstmals werden mathematische Beziehungen angegeben, nach denen sowohl das Fließ- als auch das Formfüllungsvermögen einer Legierung aus den relevanten Einflussparametern (Viskosität und Oberflächenspannung der Schmelze, Strömungsgeschwindigkeit und Abmessungen des Strömungskanal) quantitativ berechnet werden können.

Auf dieser Grundlage wurde ein „Gießindex“ als verallgemeinerungsfähiges quantitatives Kriterium zur Bewertung der gießtechnologischen Eigenschaften einer Legierung definiert. Dabei konnte eine enge Beziehung zu den bekannten rheologischen Größen Reynoldszahl und Weberzahl hergestellt werden. Die entwickelten Modellgleichungen zur Berechnung der gießtechnologischen Eigenschaften wurden anhand experimentell ermittelter Abhängigkeiten verifiziert und auf dieser Grundlage – übereinstimmend mit dem Experiment – eine quantitative Bewertung der Eignung der untersuchten Legierungen zur Herstellung dünnwandiger Al-Gussteile vorgenommen.

Zur Untersuchung des engen Kausalzusammenhanges zwischen Erstarrung, Abkühlung, Gefüge und mechanischen Eigenschaften von dünnwandigen Gussstücken aus Al-Legierungen wurde eine dünnwandige Probengeometrie mit Wandstärken von 6 bis

2 mm entwickelt, die als Stufenprobe bezeichnet wird. Mit Hilfe dieser Stufenkokille wurden die Abhängigkeiten des Sekundärdendritenarmabstandes SDAS von der Gieß- und Kokillentemperatur sowie von der Wandstärke und deren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der Probekörper untersucht. Im Ergebnis konnten folgende wichtige Schlussfolgerungen bezüglich der Herstellung dünnwandiger Gussteile gezogen werden:

- Die Gießtemperatur hat keinen signifikanten Einfluss auf den SDAS und damit auf die mechanischen Eigenschaften des Gussteils. Die Reduzierung der Kokillentemperatur führt zu einer geringfügigen Verkleinerung des SDAS, verbunden mit einer geringen Verbesserung der mechanischen Eigenschaften.
- Bei einer Reduzierung der Wandstärke kommt es aufgrund der schnelleren Erstarrung – wie zu erwarten – zu einer Verkleinerung des SDAS und damit zu einer Verbesserung der mechanischen Eigenschaften. So führt bei der Legierung AlSi7Mg0,3 eine Verringerung der Wandstärke von 6 auf 2 mm zu einem Anstieg der Zugfestigkeit von 134 auf 151 MPa, die Werte der Dehngrenze schwanken zwischen 82 und 85 MPa bei den Wandstärken 3 bis 6 mm mit einem maximalen Wert von 100,7 MPa bei der Wandstärke 2 mm. Die Bruchdehnung lag zwischen 2,3 und 3,1 %.
- Bei der Legierung AlSi11Mg ergeben sich mit abnehmender Wandstärke höhere Festigkeitswerte als bei der Legierung AlSi7Mg0,3. So stiegen die Werte für die Zugfestigkeit kontinuierlich von etwa 153 auf 172 MPa, die Dehngrenzenwerte lagen zwischen 101 und 107 MPa. Die Bruchdehnung erreichte ihren maximalen Wert von 2,8 % bei der Wandstärke 3 mm.

Insgesamt führt die Reduzierung der Wandstärke bei Zugfestigkeit und Dehngrenze sowohl bei AlSi11Mg als auch bei AlSi7Mg0,3 zu ungefähr gleich großen prozentualen Anstiegen um 12 % bzw. 6 % . Die Bruchdehnung steigt bei beiden Legierungen zunächst mit Abnahme der Wandstärke etwas an, um dann wieder ein wenig zuzunehmen, wobei der Effekt bei der Legierung AlSi11Mg größer ist als bei AlSi7Mg0,3.

Die Reduzierung der Wandstärke bringt also beim Gießen Vorteile in zweierlei Hinsicht: Sie führt zum einen zu einer Gewichtsreduzierung, zum anderen zu einer Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, womit sich für die konstruktive Auslegung der Gussteile und damit in ökonomischer und ökologischer Hinsicht neue Möglichkeiten ergeben.

An dieser Stelle muss allerdings bemerkt werden, dass die angestrebten endgültigen (höheren) Festigkeitswerte erst durch eine üblicherweise zusätzlich erfolgende Wärmebehandlung der Gussstücke erzielt werden.

Die Bewertung der mechanischen Eigenschaften von Al-Gussteilen hinsichtlich ihrer Auswirkungen auf das Festigkeits- und Zähigkeitsverhalten der Gussteile wurde zum einen das Bruchmechanik-Modell, zum anderen das Qualitätsindex-Modell herangezogen. Die Berechnung der bruchmechanischen Kenngrößen, das sog. kritische  $J$ -Integral  $J_c$  und die Bruchzähigkeit  $K_c$ , welche das Festigkeits- und Zähigkeitsverhalten eines Werkstoffs gleichermaßen charakterisieren und maßgebend für die Rissentstehung und Rissausbreitung sind, erfolgten dabei auf der Grundlage des *Hahn-Rosenfield*-Modells direkt aus den Zugversuchskenngrößen. Auf diese Weise war es möglich, eine quantitative Bewertung der beiden untersuchten Legierungen in Abhängigkeit von der Dünnwandigkeit der Proben vorzunehmen.

Für den gleichen Zweck wurde das bekannte, leicht handhabbare Qualitätsindex-Modell nach *Drouzy, Jacobs* und *Richard* in einer weiterentwickelten Form herangezogen, die es erlaubt, die Bewertung der Legierungen in gute tendenzielle Übereinstimmung mit dem theoretisch fundierteren Bruchmechanik-Modell zu bringen. Die Übereinstimmung beider Modelle zeigt sich dabei am signifikantesten bei der Bruchdehnung, welche ohnehin für den Konstrukteur neben Dehngrenze und Zugfestigkeit allgemein eine sehr sensible Kenngröße ist.

Die gewonnenen Erkenntnisse über die komplexen Zusammenhänge zwischen gießtechnologischen Eigenschaften der Schmelze, den Gießparametern Gieß- und Kokillentemperatur, Wandstärke, Gefügeausbildung und Festigkeitseigenschaften des Gussteils ermöglichen es, das Werkstoffpotenzial von Al-Si-Legierungen noch besser auszunutzen und eine wesentliche Qualitätsverbesserung von Gussteilen in Richtung Leichtbauweise und Erhöhung der Sicherheit herbeizuführen.

Weiterführende Arbeiten sollten sich vor allem auf folgende Problemkreise orientieren:

- Um die gewonnenen Ergebnisse in der Praxis nutzen zu können, ist es erforderlich, weitere Untersuchungen an realen Gussbauteilen durchzuführen.
- Bei der Bewertung der gießtechnologischen Eigenschaften wurde in der Arbeit lediglich das Fließ- und das Formfüllungsvermögen der Legierung berücksichtigt. Weiterführende Forschungsarbeiten sollten auf die Bestimmung der Warmriss-

neigung, der Lunkerneigung sowie auf das Speisungsvermögen der Legierung gerichtet sein.

- Das in der Arbeit entwickelte „Gießindex“-Kriterium zur Bewertung der gießtechnologischen Eigenschaften sollte an konkreten Gussteilgeometrie erprobt und ggf. weiterentwickelt werden. Auf dieser Grundlage wäre die Abhängigkeit der Gießereigenschaften von der Legierungszusammensetzung (innerhalb der zulässigen Toleranzen) zu untersuchen.
- Es wäre zu klären, inwieweit sich die in dieser Arbeit an einer untereutektischen Legierung (AlSi7Mg0,3) und einer naheutektischen Legierung (AlSi11Mg) gewonnenen Erkenntnisse auf übereutektische Al-Legierungen übertragen lassen.

---

## 8 Literaturverzeichnis

- [1] Polianska, O.: Jahresübersicht: Gießtechnik im Fahrzeugbau (3. Folge), Giesserei 96(2009) Nr.1, S. 54-59
- [2] Gugisch, M.; Bähr, R.; Behm, I.; Polianska, O.: Kausalzusammenfassung "Gieß-technologische Legierungseigenschaften – Erstarrungsgefüge" bei Aluminium-legierungen, VDI-Berichte 2061 , VDI-Wissensforum GmbH, 2009, S. 91-106
- [3] Bähr R.; Poliaska O.; Rehse, C.: "Voraussetzungen für die Erzeugung dünn-wandiger Gussstücke aus Aluminium-Legierungen im Kokillengießverfahren", Tagungsband 9. Magdeburger Maschinenbau-Tage: Forschung in Bewegung, 2009, S. 305-312
- [4] Scheib, H.: Untersuchung des Zusammenhangs zwischen Erstarrung, Abkühlung, Gefüge und mechanischen Eigenschaften von dünnwandigen GJV-Gussbauteilen
- [5] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: Werkstoffkunde, VDI-Buch, „Springer-Verlag“, 9. bearb. Aufl., 2005
- [6] AUDI AG
- [7] Hüttenaluminium Gusslegierungen, Rheinfelden, Ausgabe 6, 2. Auflage 11/94
- [8] Mondolfo, L.F.: Aluminium alloys, Structure and Properties, 1976
- [9] Merkel, M.; Thomas, K.-H.: Taschenbuch der Werkstoffe, Hanser, 7. Auflage, 2008
- [10] Müller, K.: Möglichkeiten der Gefügebeeinflussung eutektischer und naheutektischer Aluminium-Silizium-Gußlegierungen unter Berücksichtigung der mechansichen Eigenschaften, Dissertation, TU Berlin, 1996
- [11] Schatt, W.: Einführung in die Werkstoffwissenschaft, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 7. überab. Aufl., 1991
- [12] Elliott, R.P.: Constitution of Binary Alloys, First Supplement, New York, 1965
- [13] Leitermann, W.: „Neue Technologien – eine Fabrik im Wandel. Ein Beispiel der AUDI AG.“, Münchener Kolloquium, München, 16./17. März 2000
- [14] Eigenfeld, K.: Grundlagen zukünftiger Gußentwicklungen, Giesserei 85 Nr.1, 1998, S. 27-32

- 
- [15] Friedrich, H.E.; Kopp, G.; Schöll, R.: „Neue Werkstoffe und Bauweisen für neuartige Fahrzeugkonzepte“, Themenheft Forschung, Leichtbau. Neuartige Fahrzeugkonzepte, S. 32-37
- [16] Gießtechnik im Motorenbau – Anforderung der Automobilindustrie, 4. Fachtagung der VDI-Gesellschaft Werkstofftechnik, Gießerei-Praxis 4/2007, S. 108
- [17] Klein, B.: Leichtbau-Konstruktion, Vieweg-Verlag, Braunschweig/Wiesbaden, 2000
- [18] Deinzer, H.: Innovative Leichtbaukonzepte im Automobilbau, 5. Ranshofener Leichtmetalltage, 2008
- [19] Klein, J.: Systemwirtschaftlichkeit bei werkstofforientierten Innovationen: Erstellung eines Konzeptes zur systemwirtschaftlichen Bewertung des Potenzials werkstofforientierter Innovationen, Innovative Unternehmensführung, Göttingen, Band 34, 2001
- [20] <http://www.audi.de>
- [21] Pfaffmann, E.: Internationale Technologie-Kooperation: Die Entwicklung der Spaceframe-Karosserie aus Aluminium des Audi Modells A8, Discussion Paper on International Management and Innovation, Stuttgart, 2000
- [22] Wallentowitz, H.; Freialdenhoven, A.; Olschawski, I.: Strategien in der Automobilindustrie. Technologietrends und Marktentwicklungen, Wiesbaden, 1. Auflage, 2009
- [23] Dröder, K.; Goede, M.: Leichtbaustrategien für zukünftige Fahrzeuggenerationen, Volkswagen AG
- [24] Leichtbau und Guss im Automobilbau aus der Perspektive eines Technologieführers. Audi und die Umkehr der Gewichtsspirale. <http://www.newcast.de>
- [25] Freitag, H.: „Ganzheitlicher Systemansatz bietet kosteneffiziente Leichtbaulösungen für Instrumententafelquerträger“, Gießerei-Praxis 6/2003, S. 251-254
- [26] Egner-Walter, A.: Vorhersage des Verzuges dünnwandiger Druckgussteile, Giesserei 93 12/2006, S. 26-31
- [27] Lesemann M.; Sahr C. u.a.: „SuperLightCar – the Multi-Material Car Body“, 7. LS-DYNA Anwenderforum, Bamberg 2008
- [28] Morgunov, V.N.: Osnovy konstruirovaniya otlivok. Parametry tochnosti i pripuski na mehanicheskuyu obrabotku, Ucheb. posobie. – Penza: Izd-vo Penz. gos. un-ta, 2004
- [29] Hardtmann, A.: Fertigungstechnik 1, Institut für Produktionstechnik, Professur für Umform- und Urformtechnik, Technische Universität Dresden, 2003

- 
- [30] Fritzt, A.H., Schulze, G.: Fertigungstechnik, Springer-Verlag, 8., neu bearbeitete Auflage, 2008
- [31] Westkämper, E.; Warnecke, H.-J.: Einführung in die Fertigungstechnik, Teubner Verlag, 7. Auflage, 2006
- [32] Ostermann, F.: Aluminium-Werkstofftechnik für den Automobilbau, expert-Verlag, 1992
- [33] Kalien, L.H.; Böhnlein, C.: Druckgießen, Giesserei 96, 07/2009, S. 18-26
- [34] Brown, Z.; Szymanovski, M.; Musser, M.; Saha, D.; Seaver, S.; Hartlieb, M.: Dünnwandigen Strukturbauteilen für die Automobilindustrie durch Hochvakuumdruckguss, Druckguss, 1/2008, S. 19-24
- [35] Showman, R.E.; Aufderheide, R.C.: Ein Verfahren zur Herstellung von dünnwandigen Sandgussstücken, Giesserei-Raxis, 5/2004, S. 198-204
- [36] Hasse, S.: Giesserei-Lexikon 2000, S. 691
- [37] Schneider, P.: Kokillen für Leichtmetallguss, Giesserei-Verlag, 1986, Düsseldorf
- [38] Norm DIN 8580, Fertigungsverfahren
- [39] Witt, G. u.a.: Taschenbuch der Fertigungstechnik, Fachbuchverlag Berlin, 2006
- [40] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium, 2., neu bearbeitete und aktualisierte Auflage, Springer Berlin Verlag, 2007
- [41] Watanabe, M.; Goto, Sh.; Takahashi, T.: Herstellung von Aluminium-Zylinderköpfen nach dem Niederdruck-Kokillengießverfahren, Giesserei 61 Nr. 3, 1974, S. 58-63
- [42] Heusler, L.: Leichtmetall-Sand und Kokillenguss, Giesserei95, 3/2008, S. 50-62
- [43] Feikus, F.J.: Leichtmetall-Sand und Kokillenguss, Giesserei95, 6/2008, S. 58-64
- [44] Kessler, A.; Michels, W.: Giessen NE-Metallen in Sandformen und Kokillen, Gießerei 12/2003, S. 44-48
- [45] Kättlitz, W.: On-line Messung des Wasserstoffgehaltes in Aluminiumschmelzen, Giesserei-Praxis 11/2006, S. 339-342
- [46] Truhov, A.P.: Litejnye splavy i plavka: Uchebnik dlja stud. vyssh. uceb. zavedenij, Izdatel'skij centr «Akademija», 2004, s. 336
- [47] Altenohl, D.: Aluminium von innen, Aluminium – Verlag, Düsseldorf, 5. Auflage, 1994

- 
- [48] Romankiewick, F.; Romankiewick, R.: Kornfeinung und Veredelung von AlSi11-Legierungen, TU Zielona Gora
- [49] Schmelzebehandlung von Aluminium und Aluminiumlegierungen mit MTS, Foseco
- [50] Vogel, W.: Ein Beitrag zur Metallurgie des Aluminiums, Giesserei 84 (1997), Nr. 22, S. 17-20
- [51] Correa, E.R.; Fuoco, R.; Goldenstein, H.: Einfluss einer Veredelung auf das Speisungsverhalten von G- $\text{AlSi7Mg}$ , Gießerei-Praxis, Nr. 6/1998, S. 225-231
- [52] Heusler, L.; Schneider, W.: Einfluss von Legierungselementen auf das Ergebnis der thermischen Analyse bei veredelten AlSi-Legierungen, Giesserei 88, Nr. 6/2001, S. 68-75
- [53] Eckert, S.; Nikrityuk, P.A.; Rábiger, D.; Willers, B.; Eckert, K.: Anwendung zeitmodulierter Magnetfelder zur Strömungskontrolle während der gerichteten Erstarrung metallischer Legierung, BHM, 154. Jg. (2009), Heft 3, S. 117-120
- [54] Sydorenko, S.: Verbesserung der Qualität von Gussstücken durch elektromagnetische Schmelzebehandlung, Dissertation, Magdeburg, 2009
- [55] Eckert, S.; Schue, A.: Magnetfelder optimieren Metalllegierungen. Forschen für das optimale Gefüge, Analytik-News, 2009
- [56] Moeinipour, K.; Eigenfeld, L.: Einfluss der rotierenden Magnetfeldes auf das Gefüge und die Dendriten der Gusslegierung EN AC- $\text{AlSi7Mg}$ , Giesserei 91, Nr. 12/2004, S. 18-23
- [57] Dommaschk, C.; Hübler, J.: Auswirkungen einer Vibrationsbehandlung auf das Erstarrungs- und Speisungsverhalten von Gußwerkstoffen, Giesserei-Praxis 12/2003, S. 505-512
- [58] Buxmann, K.: Auswirkung von Schock, Vibration und Strömung auf die Erstarrung von Metallen, Metallkunde 63 (1972) 9, S. 516-521
- [59] Dommaschk, C.: Beitrag zur Gefügebeeinflussung erstarrender Metallschmelzen durch Vibration, Dissertation, TU Bergakademie Freiberg, 2003
- [60] Jian, X.; Xu, C.; Meek, T.; Han, Q.: Einfluss von Ultraschallvibration auf das Gussgefüge der Legierung A356, Giesserei-Praxis 10/2006, S. 312-316
- [61] Eskin, G.I.: Crystallization of ingots of magnesium alloys with ultrasonic treatment of the melt, Metallurgist, Vol. 47, Nos. 7-8, 2003, P. 265-272
- [62] Han, Y.; Li, K.; Wang, J.; Shu, D.; Sun, B.: Influence of high-intensity ultrasound on grain refining performance of Al-5Ti-1B master alloy on aluminium, Material Science and Engineering, A 405, 2005, p. 306-312

- 
- [63] Eskin, G.I.: Principles of Ultrasonic Treatment: Application for Light Alloys Melts, *Advanced Performance Materials* 4, 1997, p. 223-232
- [64] Eskin, G.I.: Prospects of ultrasonic (cavitation) treatment of the melt in the manufacture of aluminium alloy products, *Metallurgist*, Vol. 42, No. 8, 1998, p. 284-291
- [65] Jian, X.; Meek, T.T.; Han, Q.: Refinement of eutectic silicon phase of aluminium A356 alloy using high-intensity ultrasonic vibration, *Scripta Materialia* 54, 2006, p. 893-896
- [66] Meek, T.T.; Xu, H.: Degassing of Aluminum Alloys Ultrasonic Vibration, Final Technical Report, University of Tennessee, 2005
- [67] Kretz, R.: Neue und bewährte Methoden. Überwachung der Schmelzequalität in Leichtmetallgießereien, *Giesserei-Erfahrungsaustausch*, Heft 6, 2008, S. 4-6
- [68] Bergmann, W.: *Werkstofftechnik 2: Werkstoffherstellung – Werkstoffverarbeitung – Werkstoffanwendung*, Hanser Verlag, 3. Auflage, 2002
- [69] Engler, S.; Reisener P.: Erstarrungsverhalten II. Verhalten des fließenden und erstarrenden Metalls
- [70] Drossel, G.; Friedrich, S.; Huppertz, W.: *Aluminium-Taschenbuch*, 15. Auflage, Aluminium-Zentrale e. V., Düsseldorf, 1996
- [71] Schulze, F.: *Fertigungstechnik*, Springer Verlag, 9., neu bearbeitete Auflage, 2010
- [72] Ravi, K.R.; Pillai, R.M. u.a.: „Fluidity of aluminum alloys and composites: A review”, *Journal of Alloys and Compounds*, Volume 456, Issues 1-2, 2008, P. 201-210
- [73] Bouska, O.: The effect of different casting parameters on the relationship between flowability, mould filling capacity and cooling conditions of Al-Si alloys, *Metalurgija – Journal of Metallurgy*, S. 17-30
- [74] Klein, F.; Fischer, D.F.: Fließ- und Formfüllungseigenschaften metallischer Schmelzen, *Metall*, 27. Jahrgang, Heft 4, 1973, S. 326-465
- [75] Cáceres, C. H.: A phenomenological approach to the Quality index of Al-Si-Mg casting alloy, *Int. J. Cast Metals Res.* 2000, 12, 367-375
- [76] Brepohl, E.: *Theorie und Praxis des Goldschmieds*, Fachbuchverlag Leipzig, 16., neu bearbeitete Auflage, 2008
- [77] Zoqui, E. J.; Paes, M.; Robert, M.H.: Effect of macrostructure and microstructure on the viscosity of the A356 alloy in the semi-solid state, *J. Mater. Process. Tech.*, Vol. 153-154, 2004, pp.300-306

- 
- [78] Wazer, V.; Colwell, L. K.: Viscosity and flow measurement, 1966
- [79] Stroppe, H.: Physik für Studenten der Natur- und Ingenieurwissenschaften, 13. Auflage, Fachbuchverlag Leipzig, 2005
- [80] Yu, K.: Modeling for Casting and Solidification Processing, Marcel Dekker, Inc., New York, Basel, 2002
- [81] Hering, E.; Martin, R.; Stohrer, M.: Physik für Ingenieure, 9. Auflage, Springer Verlag, Berlin, 2004
- [82] Gevtunov, P.P.: Litejnye splavy, Gosudarstvennoe nauchno-technologicheskoe izdatelstvo mashinostroitelnoj literatury, Moskva, 1957
- [83] Spasski, A.G.: Grundlagen des Gießereibetriebes, Fachbuchverlag Leipzig, 1955
- [84] Lindner, H.: Physik für Ingenieure, 17. Auflage, Hanser Verlag, Leipzig, 2006
- [85] Lang Ranshofen, G.: Gießereigenschaften und Oberflächenspannung von Aluminium und binären Aluminiumlegierungen, Aluminium 48 (1972) S.664 – 672
- [86] Ott, A.: Oberflächenmodifikation von Aluminiumlegierungen mit Laserstrahlung: Prozessverständnis und Schichtcharakterisierung, Herbert Utz Verlag, 2010
- [87] Young, T.: An Essay on the Cohesion of Fluids. Philosophical Transactions of the Royal Society of London, The Royal Society, London 1805, Vol. 95, S. 65
- [88] Skript zum physikalisch-chemischen Praktikum: Benetzungsverhalten (Kontaktwinkel- Messung), Grundlagen, Universität Kassel, 2006/07
- [89] Chakrabarti, A.K.: Casting Technology and Cast Alloys, Prentice-Hall of India, New Delhi – 110001, 2005
- [90] Lü, Y.-Z.; Wang, Q.-D.; Zeng, X.-Q.; Ding, W.-J.; Zhu, Y.-P.: Effects of silicon on microstructure, fluidity, mechanical properties, and fracture behaviour of Mg-6Al alloy, Material Science and Technology, Volume 17, 2001, p. 207-214
- [91] Pucher, P.; Böttcher, H.; Kaufmann, H.; Antrekowitsch, H.; Uggowitz, P.: Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die mechanischen Eigenschaften und das Fließvermögen der Sekundärlegierung A226 (AlSi9Cu3). Giessereipraxis (2009), Nr. 3, 71 – 78
- [92] Kaufmann, H.; Fragner, W.; Galovsky, U.; Uggowitz, P.J.: Einfluss von Schwankungen der Zusammensetzung der Legierung AlSi7Mg auf das Fließvermögen im flüssigen und im Semi-solid Zustand, Druckgusspraxis 5, 2005, S. 177-184

- 
- [93] Yarandi, F.M.; Rohadgi, P.K.; Ray, S.: Fluidity and Microstructure Formation During Flow of Al-SiC Particle Composites, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 2 (3), 1993, p. 359-364
- [94] Galovsky, U.; Biedenkopf, P.: Gaseinfluss auf das Schmelz- und Erstarrungsverhalten von Magnesium, *Druckgusspraxis* 2, 2007, S. 56-62
- [95] Massachusetts Institut of Technology: Research on parameters influencing fluidity in aluminium base alloys, Final Report, 1961
- [96] Di Sabatino, M.; Arnberg, L.; Rorvik, S.; Prestmo, A.: The influence of oxide inclusions on the fluidity of Al-7 wt.%Si alloy, *Materials Science and Engineering*, Volume 413-414, 2005, p. 272-276
- [97] Handbuch: Schlichten für den Nichteisen Kokillenguss, Foseco GmbH
- [98] Ragone, D. V.; Adams, J.: A new method for determining the effect of solidification range on fluidity." *Transactions of the American Foundrymen's Society* 64, 1956
- [99] Kondic, V.: Liquid Metal Properties- Effect on the casting fluidity of alloys. *Foundry Trade Journal*, 88, 1950
- [100] Flemings, M.C.: *Solidification Processing*, McGraw-Hill, London, 1974
- [101] Gourlay, C.M.; Read, J.; Nogita, K.; Dahle, A.K.: The Maximum Fluidity Length of Solidifying Sn-Cu-Ag-Ni Solder Alloys, *Journal of electronic materials*, Volume 37, No. 1, 2008, S. 51-60
- [102] Di Sabatino, M.; Arnberg, L.: Castability of aluminium alloys, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Volume 62, Issues 4-5, 2009, p. 321-325
- [103] Kim, J.C.; Loper, C.R.: Einfluss des Erstarrungsverhaltens auf das Fließverhalten von AlSi-Gußlegierungen, *Gießerei-Praxis* Nr.4/1998, S. 151-159
- [104] Sahm, P.R.; Egry, I.; Volkmann, T.: *Schmelze, Erstarrung, Grenzflächen*, Vieweg Verlag, Braunschweig/Wiesbaden, 1999
- [105] Di Sabatino, M.: *Fluidity of Aluminium Foundry Alloys*, Norwegian University of Science and Technology (NTNU), Doctor Thesis, 2005
- [106] Di Sabatino, M.; Arnberg, L.: A Review on the Fluidity of Al based Alloys, *Metallurgical Science and Technology*, Volume 22, No. 1, 2004, S. 9-15
- [107] Baek, J.-K.; Kwon, H.-W.: Effect of Squeeze Cast Process Parameters on Fluidity of hypereutectic Al-Si Alloy, *Journal Material Science and Technology*, Volume 24, No. 1, 2008, p. 7-11

- 
- [108] Patterson, W.; Brand, H.: Zur Messung des Formfüllungsvermögen am Beispiel der Systeme Aluminium-Silizium und Aluminium-Kupfer, Giesserei, 49. Jahrgang, Heft 5, März, 1962, S.110-115
- [109] Engler, S.; Ellerbrok, R.: „Über das Formfüllungsvermögen der Gusswerkstoffe“, Gießereiforschung 26, 1974, S. 50-62
- [110] Flemings, M. C.; Niiyama, E.; Taylor, H.F.: An Experimental and Quantitative Evaluation of the Fluidity of Aluminium Alloys, AFS Transactions, Vol. 69, 1961, p. 625-635
- [111] Flemings M.C.: Fluidity of metals – techniques for producing ultra-thin section castings, The British Foundryman 57 (1964), p.312-325
- [112] Dewhirst, B.A.: Castability Control in Metal Casting via Fluidity Measures: Application of Error Analysis to Variations in Fluidity Testing, PhD-Thesis, Worcester Polytechnic Institute, 2008
- [113] McParland, A.J.: Fluidity and Macrosegregation an Al-Si Alloys, Solidification Processing, 1988, 323-326
- [114] Campbell, J.: The Fluidity of Molten Metals, The University of Birmingham, 1994
- [115] Campbell, J.: Castings, Oxford, Butterworth-Heinemann, Second edition 2003
- [116] Engler, S.; Reisener, P.: Verhalten des fließenden und erstarrenden Metalls
- [117] Kölling, M.; Straub, J.; Grigull, U.: Das Fließ- und Formfüllungsvermögen reiner Metalle – Modellvorstellung und quantitative Beschreibung, Metallwissenschaft und Technik, Metall, 35. Jahrgang, Heft 1, 1981
- [118] West, T.D.: Metallurgy of Cast Iron, Cleveland, OHIO, U.S.A., 1902
- [119] Chikel, I.: Novye tehnologicheskie metody issledovanija zhidkotekuchesti metalla i obrazovanija usadochnyh rakovin, Litejnoe proizvodstvo, № 1, 1959
- [120] Malahovskij, A.M.: O metodike issledovanija zhidkotekuchesti, Litejnoe proizvodstvo, № 5, 1957
- [121] Hana, Q.; Xub, H.: Fluidity of alloys under high pressure die casing conditions, Skripta Materialia, Volume 53, Issue 1, 2005, p. 7-10
- [122] Khan, S.S.; Hort, N.; Subasic, E.; Schmauder, S.: Fluidity of Magnesium alloys, an Experimental and Numerical approach, Proceedings of 10th Asian Foundry Congress (AFC10), Nagoya, Japan, 2008, p. 21-24
- [123] Ragone, D.V.: Factors affecting fluidity of metals, Doctoral Thesis, Massachusetts Institute of Technology, 1995

- 
- [124] Ragone, D.V.: Method and apparatus for determining the fluidity of molten metal, US Patent, 1957
- [125] Niesse, J.E.: Analysis of Fluidity of Metals, Massachusetts Institute of Technology, Doctor Thesis, 1958
- [126] Nehendzi, Ju. A.: Stal'noe lit'e, Metallurgizdat, 1948
- [127] Nehendzi, Ju. A.; Samarin, A. M.; Lebedev, K.P.; Kupcov, I.V.: Kompleksnaja proba dlja opredelenija litenjyh svojstv splavov, Litejnoe proizvodstvo, № 7, 1966
- [128] Bidulja, P.N.; Korolev, V.M.; Stepanov, V.M.: K voprosu o metodach issledovanija zhidkotekuchesti metalla i obrazovanija usadochnyh rakovin, Litejnoe proizvodstvo, № 8, 1961
- [129] Volovik, V.M., Lovjagin, A.I.: Sposob izgotovlenija obrazcov i prob dlja kontrolja i issledovanija kompleksa svojstv lit'ja, Patent RU 00626879, 1978
- [130] Ambos, E.; Behm, I.; Bouska, O.: Kokille für Gussproben, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Patent DE 10304099A1, 2004
- [131] Kümmerle, R.: Gießeigenschaften im Systeme Aluminium-Silizium, Metall, 11. Jahrgang, Heft 10, Oktober, 1957, S. 848-854
- [132] Scharrer, M.: Thixospritzgießen von Magnesiumlegierungen – Gefüge und mechnaische Eigenschaften, Doktorarbeit, 2008
- [133] Rzychon, T.; Kielbus, A.; Szala, J.: Microstructure and fluidity of sand cast ZRE1 alloy, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Volume 26, ISSUE 2, 2008, S. 135-138
- [134] GOST-Norme 16438-70
- [135] Todte, M.; Bähr, R.; Krebs, E.: Virtuelle Entwicklungskonzepte für Zylinderköpfe, Druckgusspraxis 3/2005, S. 105-113
- [136] Bähr, R.; Mnich, F.; Saewert, H.-Ch.; Fiedler, D.: Virtuelle Produktentwicklung in der Gussfertigung, Konstruieren + Giessen, 1/2005, S. 2-6
- [137] Smaghe, H.: Numerische Simulation im Dienst der Qualität, Giesserei-Praxis 1/2003, S. 32-36
- [138] Beaulieu, A.; Azzi, L.; Ajersch, F.; Turenne, S.; Pineau, F.; Loong, C.: Numerical Modeling and Experimental analysis of die cast Semi-Solid A356 Alloy, TMS 2001, pp.261-265
- [139] Heckel, T.; Klein, F.: Simulation der Vorgänge beim Kokillengießen, Giesserei-Praxis 7/2004, S. 263-268

- 
- [140] Lenz, R.: Simulation gießtechnischer Prozesse (1. Folge), Giesserei 96, 10/2009, S. 60-67
- [141] Todte, M.; Stroppe, H.; Honsel, Ch.: Prognose der mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Gussteilen durch numerische Simulation des Erstarrungsprozesses, Giesserei-Praxis 6/2003, S. 263-269
- [142] Kaschnitz, E.: GIFA 2003 – Numerische Simulation gießtechnischer Prozesse, Giesserei-Praxis 10/2003, S. 430-432
- [143] Weiß, K.; Honsel, Ch.; Gundlach, J.: Möglichkeiten der Simulationstechnik, Roetgen, 1999
- [144] Todte, M.: Prognose der mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Gussteilen durch numerische Simulation des Erstarrungsprozesses, Dissertation, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2003
- [145] Polianska, O.; Tuchkova, N.: Prediction of mechanical properties and lifetime of thinn-walld aluminium castings, World Technical Forum, International PhD Foundry Conference, 2009
- [146] Stroppe, H.; Todte, M.; Ambos, E.; Bähr, R.: Einfluss von Erstarrung und Gefüge auf den Qualitätsindex von Aluminiumguss, Gießereiforschung 55, Heft 4, 2003, S. 151-155
- [147] Fragner, W.; Kaufmann, H.: „Legierungsgerechte Auswahl von Gießparametern“, Druckguss-Praxis 1/2005, S. 29-33
- [148] DIN EN 1706: Aluminium und Aluminiumlegierungen – Gussstücke – Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften. Deutsches Institut für Normung e.V.
- [149] Sachs, L.: Angewandte Statistik: Anwendung statistischer Methoden, Springer-Verlag, 2004
- [150] Norm DIN 10002-01: Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil1: Prüfverfahren
- [151] Hahn, G.T.; Rosenfield, A.R.: Sources of fracture toughness: The relation between  $K_{Ic}$  and the ordinary tensile properties of metals. ASTM STP 432 (1968), S. 5-32
- [152] Stroppe, H.: Berechnung der Wöhler-Linie für Aluminium-Gusslegierungen aus dem statischen Zugversuch und dem Dendritenarmabstand. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 40 (2009), Nr. 10, S. 738-742
- [153] Drouzy, M.; Jacob, S.; Richard, M.: Interpretation of tensile results by means of quality index and probable yield strength. AFS Int. Cast Metals Journal, Vol. 5 (1980), S. 43-50

## **9 Abbildungs- und Tabellenverzeichnis**

### **9.1 Abbildungsverzeichnis**

Bild 1. Wichtigste Legierungstypen des Aluminiums

Bild 2. Zustandsdiagramm Aluminium-Silicium

Bild 3. Permanente Gewichtszunahme im Automobilbau

Bild 4. Karosseriebauweisen

Bild 5. Gießverfahren nach DIN 8580

Bild 6. Typische Arten des Erstarrungsablaufs

Bild 7. Methode des liegenden Tropfens.

Bild 8. Benetzungszustände

Bild 9. Einflussfaktoren der gießtechnologischen Eigenschaften

Bild 10. Das Fließvermögen der Legierung in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung

Bild 11. Drei Arten der Erstarrung

Bild 12. Das Formfüllungsvermögen im System Aluminium-Silicium

Bild 13. Das Formfüllungsvermögen in Abhängigkeit von der Gießtemperatur

Bild 14. Versuchseinrichtung mit Dosierungssystem

Bild 15. Schematische Darstellung der Spiralprobe nach GOST zur Bestimmung des Fließvermögens

Bild 16. Versuchswerkzeug – Spiralkokille, Spiralprobe

Bild 17. Schematische Darstellung der Kugelprobe nach A.G. Spasski

Bild 18. Versuchswerkzeug – Kugelkokille, Kugelprobe

Bild 19. Versuchswerkzeug – Stufenkeilkokille

Bild 20. Stufenplatte

Bild 21. Die Stufenkeilproben mit Gussfehler

Bild 22 (a,b,c). Formfüllungssimulation der Legierungen in der Stufenkokille. GT: 700, KT: 250; GT: 740, KT: 300

Bild 23. Erstarrungssimulation der Legierungen in der Stufenkokille. GT: 700, KT: 250; GT: 740, KT: 300

Bild 24. Lokale Erstarrungszeit. GT: 700, KT: 250; GT: 740, KT: 300

Bild 25. Berechneter SDAS. GT: 700, KT: 250; GT: 740, KT: 300

Bild 26. Unterdruck-Dichteprüfgerät

Bild 27. Die Proben für die Bestimmung des Dichteindex

Bild 28. Spiralkokille mit Dosierungssystem

Bild 29. Spiralprobe AlSi7Mg0,3 und AlSi11Mg

Bild 30. Kugelkokille mit Dosierungssystem

Bild 31. Kugelprobe AlSi7Mg0,3 und AlSi11Mg

Bild 32. Softwaretool zur Auswertung der Fläche der Kugelproben

Bild 33. Schematische Darstellung der Dendriten:  $\lambda_1$  – primärer Dendritenabstand,  $\lambda_2$  – sekundärer Dendritenarmabstand SDAS; Dendritengefüge der Al-Si-Gusslegierung

Bild 34. Proben für die metallographischen Untersuchungen

Bild 35. Entnahme der Proben mittels Wasserstrahlschneidmaschine

Bild 36. Schematische Darstellung der Flachzugprobe

Bild 37. Zugmaschine

Bild 38. Einfluss der Gießtemperatur auf das Fließvermögen (erste Reihe mit der Kokillentemperatur 250 °C, AlSi7Mg0,3-Legierung)

Bild 39. Einfluss der Gießtemperatur auf das Fließvermögen (zweite Reihe mit der Kokillentemperatur 300 °C, AlSi7Mg0,3-Legierung)

Bild 40. Einfluss der Gießtemperatur auf das Fließvermögen (erste Reihe mit der Kokillentemperatur 250 °C, AlSi11Mg-Legierung)

Bild 41. Einfluss der Gießtemperatur auf das Fließvermögen (zweite Reihe mit der Kokillentemperatur 300 °C, AlSi11Mg-Legierung)

Bild 42. Einfluss der Gieß- und Kokillentemperatur auf das Fließvermögen (Vergleichsdiagramm)

Bild 43. Einfluss der Gießtemperatur auf das Formfüllungsvermögen (links: erste Reihe mit der Kokillentemperatur 250 °C; rechts: zweite Reihe mit der Kokillentemperatur 300 °C, AlSi7Mg0,3-Legierung)

Bild 44. Einfluss der Gießtemperatur auf das Formfüllungsvermögen (links: erste Reihe mit der Kokillentemperatur 250 °C; rechts: zweite Reihe mit der Kokillentemperatur 300 °C, AlSi11Mg-Legierung)

Bild 45. Einfluss der Gieß- und Kokillentemperatur auf das Formfüllungsvermögen (Vergleichsdiagramm)

Bild 46. Experimentell ermittelter Sekundärdendritenarmabstand

Bild 47. Einfluss der Gieß- und Kokillentemperatur auf den SDAS der AlSi7Mg0,3-Legierung (a – 2 mm, b – 3 mm, c – 4mm, d – 6 mm Wandstärke)

Bild 48. Einfluss der Gieß- und Kokillentemperatur auf den SDAS der AlSi11Mg-Legierung (a – 2 mm, b – 3 mm, c – 4mm, d – 6 mm Wandstärke)

Bild 49. Abhängigkeit der SDAS-Werte von der Wandstärke (AlSi7Mg0,3-Legierung)

Bild 50. Abhängigkeit der SDAS-Werte von der Wandstärke (AlSi11Mg-Legierung)

Bild 51. Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften vom SDAS (AlSi7Mg0,3-Legierung)

Bild 52. Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften vom SDAS (AlSi11Mg-Legierung)

Bild 53. Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Wandstärke (AlSi7Mg0,3-Legierung)

Bild 54. Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Wandstärke (AlSi11Mg-Legierung)

Bild 55. Abhängigkeit der Zugfestigkeit von der Wandstärke (Vergleichendes Diagramm)

Bild 56. Abhängigkeit der Dehngrenze von Wandstärken (Vergleichendes Diagramm)

Bild 57. Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Wandstärke (Vergleichendes Diagramm)

## 9.2 Tabellenverzeichnis

Tabelle 1. Physikalische und mechanische Eigenschaften von Aluminium bei 20°C

Tabelle 2. Chemische Zusammensetzung (Masse-%)

Tabelle 3. SDAS-Werte der AlSi7Mg0,3-Legierung

Tabelle 4. SDAS-Werte der AlSi11Mg-Legierung

Tabelle 5. Mechanische Eigenschaften der AlSi7Mg0,3- und AlSi11Mg-Legierung

Tabelle 6. Ermittlung des FV und FFV sowie Gießindex

Tabelle 7. Bewertung des Festigkeits- und Zähigkeitsverhalten der einzelnen Proben

Tabelle 8. Das Fließvermögen der AlSi7Mg0,3-Legierung in Abhängigkeit von der Gieß- und Kokillentemperatur

Tabelle 9. Das Fließvermögen der AlSi11Mg-Legierung in Abhängigkeit von der Gieß- und Kokillentemperatur

Tabelle 10. Messwerte der durchgeführten Untersuchungen mit Kugelprobe (AlSi7Mg0,3-Legierung)

Tabelle 11. Messwerte der durchgeführten Untersuchungen mit Kugelprobe (AlSi11Mg-Legierung)

Tabelle 12. Das Formfüllungsvermögen der AlSi7Mg0,3-Legierung in Abhängigkeit von der Gieß- und Kokillentemperatur

Tabelle 13. Das Fließvermögen der AlSi11Mg-Legierung in Abhängigkeit von der Gieß- und Kokillentemperatur

## 10 Anhang

Tabelle 8. Das Fließvermögen der AlSi7Mg0,3-Legierung in Abhängigkeit von der Gieß- und Kokillentemperatur

Legierung	Kokillentem-r (°C)	Gießtem-r (°C)	Gießprobe	Spirallänge (mm)	Mittelwert (mm)	St.Abw. (mm)	Max (mm)	Min (mm)
AlSi7Mg0,3	250	740	Probe 1	840	808,6	41,8	860	755
			Probe 2	800				
			Probe 3	755				
			Probe 4	860				
			Probe 5	788				
		720	Probe 1	758	776,6	27,2	805	740
			Probe 2	805				
			Probe 3	783				
			Probe 4	740				
			Probe 5	797				
		700	Probe 1	667	678,4	14,4	698	663
			Probe 2	698				
			Probe 3	663				
			Probe 4	687				
			Probe 5	677				
	300	740	Probe 1	807	839,4	21,4	860	807
			Probe 2	860				
			Probe 3	855				
			Probe 4	845				
			Probe 5	830				
720		Probe 1	800	793,4	16,9	815	770	
		Probe 2	785					
		Probe 3	770					
		Probe 4	797					
		Probe 5	815					
700		Probe 1	715	697	11,8	715	685	
		Probe 2	688					
		Probe 3	685					
		Probe 4	697					
		Probe 5	700					

Tabelle 9. Das Fließvermögen der AlSi11Mg-Legierung in Abhängigkeit von der Gieß- und Kokillentemperatur

Legierung	Kokillen-tem-r (°C)	Gieß-tem-r (°C)	Gieß-probe	Spiral-länge (mm)	Mittelwert (mm)	St.Abw. (mm)	Max (mm)	Min (mm)
AlSi11Mg	250	740	Probe 1	865	886,4	25,60	930	865
			Probe 2	887				
			Probe 3	930				
			Probe 4	876				
			Probe 5	874				
		720	Probe 1	796	807	26,6	850	786
			Probe 2	788				
			Probe 3	815				
			Probe 4	786				
			Probe 5	850				
		700	Probe 1	711	760	54,5	840	711
			Probe 2	840				
			Probe 3	790				
			Probe 4	742				
			Probe 5	717				
	300	740	Probe 1	987	988,8	4,9	995	982
			Probe 2	992				
			Probe 3	982				
			Probe 4	995				
			Probe 5	988				
		720	Probe 1	950	970,8	27,9	1020	950
			Probe 2	962				
			Probe 3	1020				
			Probe 4	960				
			Probe 5	962				
700	Probe 1	880	886,2	37,6	950	850		
	Probe 2	950						
	Probe 3	850						
	Probe 4	876						
	Probe 5	875						

Tabelle 10. Messwerte der durchgeführten Untersuchungen mit Kugelprobe  
(AlSi7Mg0,3-Legierung)

Bezeichnung	Gieß- probe	Messung 1	Messung 2	Messung 3	Messung 4	Messung 5	Mittelwert (mm <sup>2</sup> )	St. Abw.
AlSi7Mg0,3 KT: 250 GT: 740	Probe 1	150,64	149,65	150,09	149,55	149,67	149,92	0,45
	Probe 2	139,41	138,09	139,31	138,33	138,51	138,73	0,60
	Probe 3	137,59	137,08	137,29	137,56	137,89	137,48	0,31
	Probe 4	149,53	149,43	149,58	149,07	149,27	149,38	0,21
	Probe 5	136,87	137,67	137,28	136,85	137,07	137,15	0,34
AlSi7Mg0,3 KT: 250 GT: 720	Probe 1	137,94	138,12	138,22	137,85	137,95	138,02	0,15
	Probe 2	133,25	133	133,45	133,05	133,28	133,21	0,18
	Probe 3	127,05	126,45	127,12	126,58	126,84	126,81	0,29
	Probe 4	142,63	143,77	143,56	142,58	142,89	143,09	0,55
	Probe 5	130,51	130,25	129,22	130,08	129,58	129,93	0,52
AlSi7Mg0,3 KT: 250 GT: 700	Probe 1	170	170	170	170	170	170,00	0,00
	Probe 2	170	170	170	170	170	170,00	0,00
	Probe 3	127,83	127,58	127,95	128,54	128,75	128,13	0,49
	Probe 4	143,3	143,15	142,08	142,56	143,05	142,83	0,50
	Probe 5	170	170	170	170	170	170,00	0,00
AlSi7Mg0,3 KT: 300 GT: 740	Probe 1	134,22	133,1	133,85	133,24	133,56	133,59	0,45
	Probe 2	139,42	139,54	141,78	140,56	140,25	140,31	0,95
	Probe 3	135,69	136,85	135,26	136,28	135,36	135,89	0,67
	Probe 4	140,91	140,52	140,76	140,39	140,35	140,59	0,24
	Probe 5	139,56	141,24	140,56	139,25	139,58	140,04	0,83
AlSi7Mg0,3 KT: 300 GT: 720	Probe 1	142,87	142,59	143,48	142,65	142,95	142,91	0,35
	Probe 2	143,13	143,26	144,87	144,56	143,25	143,81	0,83
	Probe 3	136,61	136,25	137,65	136,54	137,07	136,82	0,55
	Probe 4	130,83	131,33	131,54	130,59	131,62	131,18	0,45
	Probe 5	138,23	137,11	137,59	137,86	138,07	137,77	0,44
AlSi7Mg0,3 KT: 300 GT: 700	Probe 1	146,14	145,8	146,07	145,58	145,78	145,87	0,23
	Probe 2	147,61	147,57	147,85	147,23	147,56	147,56	0,22
	Probe 3	120,78	120,67	120,85	120,23	120,43	120,59	0,26
	Probe 4	128,39	128,67	128,34	128,96	128,03	128,48	0,35
	Probe 5	148,49	148,53	148,96	148,05	149,11	148,63	0,42

Tabelle 11. Messwerte der durchgeführten Untersuchungen mit Kugelprobe (AlSi11Mg-Legierung)

Bezeichnung	Gieß- probe	Messung 1	Messung 2	Messung 3	Messung 4	Messung 5	Mittelwert (mm <sup>2</sup> )	St. Abw.
AlSi11Mg KT: 250 GT: 740	Probe 1	143,19	143,56	142,95	142,58	143,62	143,18	0,43
	Probe 2	153,25	152,65	152,17	153,26	153,65	153,00	0,58
	Probe 3	151,33	150,32	151,45	151,89	151,62	151,32	0,60
	Probe 4	156,76	155,26	156,34	156,26	155,74	156,07	0,58
	Probe 5	148,81	147,98	147,56	148,25	147,62	148,04	0,51
AlSi11Mg KT: 250 GT: 720	Probe 1	134,63	134,25	134,65	134,95	133,85	134,47	0,42
	Probe 2	154,59	154,52	154,32	154,26	153,96	154,33	0,25
	Probe 3	143,14	143,85	143,65	143,74	144,13	143,70	0,36
	Probe 4	156,76	156,25	156,34	155,26	155,95	156,11	0,56
	Probe 5	146,65	147,68	147,3	146,24	145,13	146,60	0,99
AlSi11Mg KT: 250 GT: 700	Probe 1	138,18	138,52	138,62	138,74	138,07	138,43	0,29
	Probe 2	150,06	150,12	149,65	149,25	150,32	149,88	0,43
	Probe 3	140,12	140,32	141,32	140,62	140,79	140,63	0,46
	Probe 4	146,24	145,62	145,75	146,16	146,59	146,07	0,39
	Probe 5	143,14	143,25	143,62	143,81	143,71	143,51	0,29
AlSi11Mg KT: 300 GT: 740	Probe 1	140,35	140,23	140,52	140,67	140,95	140,54	0,28
	Probe 2	136,01	135,25	135,65	135,74	136,12	135,75	0,34
	Probe 3	147,23	147,6	147,85	147,21	147,61	147,50	0,27
	Probe 4	147,67	147,62	147,23	147,26	146,85	147,33	0,33
	Probe 5	140,35	140,62	140,35	140,78	140,98	140,62	0,27
AlSi11Mg KT: 300 GT: 720	Probe 1	138,08	138,26	138,75	137,85	137,45	138,08	0,48
	Probe 2	145,39	145,62	145,32	145,95	146,02	145,66	0,32
	Probe 3	136,66	136,65	136,84	136,74	136,95	136,77	0,13
	Probe 4	130,82	130,98	131,62	131,52	131,41	131,27	0,35
	Probe 5	144,96	143,25	143,62	143,59	144,46	143,98	0,71
AlSi11Mg KT: 300 GT: 700	Probe 1	134,78	133,62	134,75	134,95	133,75	134,37	0,63
	Probe 2	144,66	144,62	144,35	144,73	145,31	144,73	0,35
	Probe 3	132,53	131,95	131,73	131,76	132,46	132,09	0,38
	Probe 4	146,25	146,35	146,19	146,75	146,84	146,48	0,30
	Probe 5	138,67	138,65	138,49	138,75	138,62	138,64	0,09

Tabelle 12. Das Formfüllungsvermögen der AlSi7Mg0,3-Legierung in Abhängigkeit von der Gieß- und Kokillentemperatur

Legierung	Kokillen-tem-r (°C)	Gieß-tem-r (°C)	Gieß-probe	Durchbruch-fläche (mm)	Mittelwert (mm)	St.Abw. (mm)	Max (mm)	Min (mm)
AlSi7Mg0,3	250	740	Probe 1	149,92	142,53	6,53	149,92	137,15
			Probe 2	138,73				
			Probe 3	137,48				
			Probe 4	149,38				
			Probe 5	137,15				
		720	Probe 1	138,02	134,21	6,47	143,09	126,81
			Probe 2	133,21				
			Probe 3	126,81				
			Probe 4	143,09				
			Probe 5	129,93				
		700	Probe 1	170	156,19	19,61	170	128,13
			Probe 2	170				
			Probe 3	128,13				
			Probe 4	142,83				
			Probe 5	170				
	300	740	Probe 1	133,59	138,08	3,17	140,59	133,59
			Probe 2	140,31				
			Probe 3	135,89				
			Probe 4	140,59				
			Probe 5	140,04				
		720	Probe 1	142,91	138,50	5,11	143,81	131,18
			Probe 2	143,81				
			Probe 3	136,82				
			Probe 4	131,18				
			Probe 5	137,77				
700		Probe 1	145,87	138,23	12,84	148,63	120,59	
		Probe 2	147,56					
		Probe 3	120,59					
		Probe 4	128,48					
		Probe 5	148,63					

Tabelle 13. Das Formfüllungsvermögen der AlSi11Mg-Legierung in Abhängigkeit von der Gieß- und Kokillentemperatur

Legierung	Kokillen-tem-r (°C)	Gieß-tem-r (°C)	Gieß-probe	Durchbruch-fläche (mm)	Mittelwert (mm)	St.Abw. (mm)	Max (mm)	Min (mm)
AlSi11Mg	250	740	Probe 1	143,18	150,32	4,94	156,07	143,18
			Probe 2	153				
			Probe 3	151,32				
			Probe 4	156,07				
			Probe 5	148,04				
		720	Probe 1	134,47	147,04	8,73	156,11	134,47
			Probe 2	154,33				
			Probe 3	143,7				
			Probe 4	156,11				
			Probe 5	146,6				
		700	Probe 1	138,43	143,70	4,50	149,88	138,43
			Probe 2	149,88				
			Probe 3	140,63				
			Probe 4	146,07				
			Probe 5	143,51				
	300	740	Probe 1	140,54	142,35	5,03	147,5	135,75
			Probe 2	135,75				
			Probe 3	147,5				
			Probe 4	147,33				
			Probe 5	140,62				
		720	Probe 1	138,08	139,15	5,80	145,66	131,27
			Probe 2	145,66				
			Probe 3	136,77				
			Probe 4	131,27				
Probe 5			143,98					
700		Probe 1	134,37	139,26	6,28	146,48	132,09	
		Probe 2	144,73					
		Probe 3	132,09					
		Probe 4	146,48					
		Probe 5	138,64					

## Lebenslauf

### Persönliche Angaben:

Name: Olga Polianska  
Geburtsdatum: 11.04.1984  
Geburtsort: Lugansk, Ukraine  
Familienstand: ledig  
E-Mail: olga.polianska@gmx.de

### Ausbildung:

09.1991-06.2002 Mittelschule №50, Lugansk/ Ukraine, Abschluss (Abitur) mit „Sehr gut“

09.2002-07.2006 Ostukrainische-Nationale-Wolodymyr-Dal-Universität, Fakultät für Maschinenbau, Bachelorstudiengang, Abschluss des Studiums mit „Sehr gut“

09.2006-09.2007 Ostukrainische-Nationale-Wolodymyr-Dal-Universität, Fakultät für Maschinenbau, Masterstudiengang, Fachrichtung „Gießereiproduktion“, Abschluss mit „Sehr gut“

01.2008-12.2010 Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Promotion an der Fakultät für Maschinenbau, Institut für Fertigungstechnik und Qualitätssicherung, Bereich Ur-und Umformtechnik  
Thema der Dissertationsarbeit: „Technologische Erfordernisse beim Aluminium-Dünnwand-Kokillengießen“,  
Note: „Sehr gut“ (magna cum laude).

### Berufserfahrung:

01.04.2007-30.09.2007 ArcelorMittal Bremen GmbH,  
Praktikum innerhalb des Konverterbetriebs im LD-Stahlwerk, Bremen, Deutschland

Seit 01.2008 Wissenschaftliche Mitarbeiterin am Lehrstuhl für Ur- und Umformtechnik (IFQ) der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Deutschland

Olga Polianska